

Diplomová práce

Optimalizace řízeného válcování tyčí a následného zušlechtění
šroubářenské oceli 36CrB4

Jméno autora: Lamoš Martin

Rok odevzdání: 2021

Abstrakt

V této diplomové práci jsem se věnoval optimalizaci řízeného válcování tyčí a následného zušlechtění šroubářenské oceli 36CrB4. V teoretické části je věnována pozornost fázovým přeměnám v oceli, válcování a zušlechtování. Experimentální část se pak zaměřuje na různé varianty průběhů tepelného zpracování šroubářenské oceli, vyhodnocení těchto variant a návrh pro optimální způsob zpracování tak aby se dosáhlo požadovaných mechanických a strukturních vlastností.

Klíčová slova

Fázové přeměny, válcování, indukční zušlechtování

Abstract

In this thesis deals work was investigated optimization of controlled bar rolling and subsequent tempering of 36CrB4 screw steel. The theoretical part deals mainly with phase transformations, controlled rolling of bars and induction quenching and tempering. The experimental part then focuses on various variants of heat treatment processes of screw steel, evaluation of these variants and design for the optimal method of processing in order to achieve the required mechanical and structural properties.

Key words

Phase transformations, steel rolling, induction quenching and tempering,

Obsah

1. Úvod.....	3
2. Fázové přeměny.....	4
2.1. Austenitizace.....	5
2.1.1. Přeměny austenitu.....	7
2.1.2. Proeutektoidní přeměny	7
2.1.3 Bainitická přeměna.....	9
2.1.4 Perlitická přeměna.....	11
2.1.5 Martenzitická přeměna	12
2.2. Transformační diagramy.....	14
2.2.1 Diagramy izotermického rozpadu austenitu.....	14
2.2.2 Diagramy anizotermického rozpadu austenitu	16
3. Válcování kruhové oceli	17
3.1. Válcování jemných profilů v TŽ a.s.....	18
4. Technologie kalení	21
4.1. Kalicí teplota.....	21
4.2. Ochlazování	22
4.3. Kalicí prostředí.....	22
4.3.1 Voda.....	23
4.3.2. Oleje.....	23
4.3.3. Vzduch	23
4.3.4. Teplé lázně	23
4.3.5 Polymerní lázně	24
4.4. Způsoby kalení.....	24
4.4.1 Základní kalení	24
4.4.2. Lomené kalení	25

4.4.3. Kalení termální	26
4.4.4. Kalení hysterezní	27
4.4.5. Kalení se zmrazováním	28
4.4.6. Kalení izotermické	28
5. Indukční zušlechťování oceli kruhového průřezu.....	31
5.1.1 Indukční ohřev	31
5.1.2 Metody indukčního ohřevu	32
5.1.3 Výběr doby ohřevu	33
5.1.4 Volba velikosti frekvence.....	34
5.1.5 Povrchový jev	35
5.1.6 Induktory	37
6. Cíle.....	38
7. Experimentální část	39
7.1. Popis použitého zařízení.....	39
7.2. Mechanické a chemické vlastnosti šroubárenské oceli 36CrB4	40
7.3. Průběh experimentu.....	41
7.3.1 Válcování	41
8. Diskuze	52
9. Závěr	53
Použitá literatura:	54

1. Úvod

Trendem dnešní doby je u tepelného zpracování tyčové oceli věnovat se výzkumu a vývoji nových materiálů, ale zároveň zavádění nových nebo optimalizování stávajících technologií. Snahou je zvýšení kvality, konkurenceschopnosti, přesností a výkonnosti technologických operací.

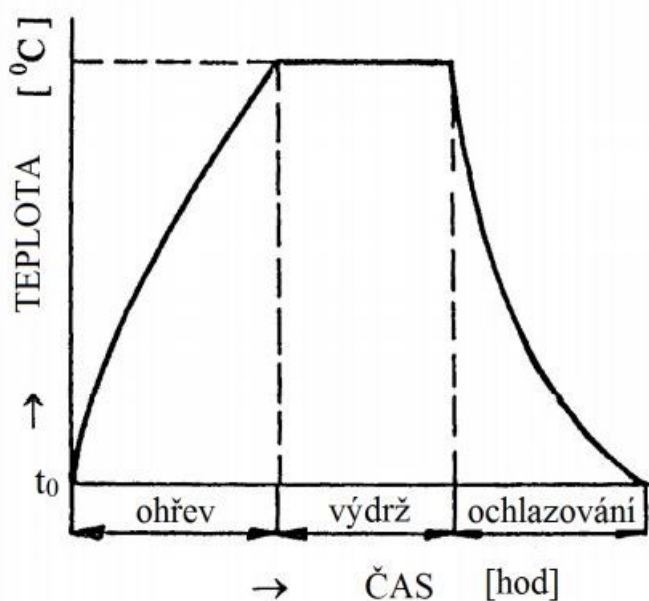
Zaměření této práce se vztahuje k tepelnému zpracování šroubářenské oceli jakosti 36CrB4. Optimalizovat průběh válcování a zušlechťování, tak aby výsledné strukturní a mechanické vlastnosti splňovaly jak požadavky norem, tak i požadavky zákazníka. Pro řízené válcování na kontijemné trati v Třineckých železárnách a.s. slouží jako vsázka plynule lité sochory, které po rekonstrukci sochorového kontiliti dosahují vysokých kvalit. Trať se specializuje především na dlouhé vývalky a mezi její sortiment patří betonářská, kruhová a plochá ocel. Zušlechťování na indukční zušlechťovací lince Elind v třineckých železárnách je další metodou tepelného zpracování. Tento průběžný způsob zušlechťování je oproti konvenčnímu procesu rychlejší, prostorově méně náročný a ekonomicky výhodnější. Metoda zušlechťování se na základě různých parametrů jako je frekvence, výkon a čas ohřevu dá použít jak pro povrchové, tak i objemové kalení. Komplexní sestavení linky, kde na kalicí část ihned navazuje část popouštěcí umožňuje zušlechťování ve velmi krátkém čase.

V teoretické části je věnována pozornost fázovým přeměnám v oceli, válcování a zušlechťování. Experimentální část se pak zaměřuje na různé varianty průběhů tepelného zpracování šroubářenské oceli, vyhodnocení těchto variant a návrh pro optimální způsob zpracování tak aby se dosáhlo požadovaných mechanických a strukturních vlastností.

2. Fázové přeměny

Požadované vlastnosti u oceli jsou závislé na chemickém složení a taky na struktuře. Tepelným zpracováním (řízenými tepelnými cykly) lze dosáhnout požadované struktury a mechanické vlastnosti dle našich aktuálních potřeb. Podstatou je vždy aplikace určitého teplotního cyklu, který je nejčastěji popsán jako křivka závislosti teploty na čase. Tento teplotní cyklus se skládá ze tří částí (viz obrázek č.1) [1-3]:

1. Ohřev – je dán určitou cílovou teplotou a teplotním gradientem mezi středem a povrchem ohřívané součásti. Volbou optimální rychlosti ohřevu se snažíme vyhnout vzniku nežádoucích tepelných pnutí [3].
2. Výdrž – je dána teplotou, tolerancemi teploty a časem výdrže. Doba výdrže součásti na předepsané teplotě se pohybuje od několika minut (kalení) až po několik hodin (žihání) [3, 4].
3. Ohlazování – je snižování teploty součásti určitou rychlostí. Rychlost je závislá na chladicím prostředí a volí se dle požadavků na výslednou strukturu [3-5].

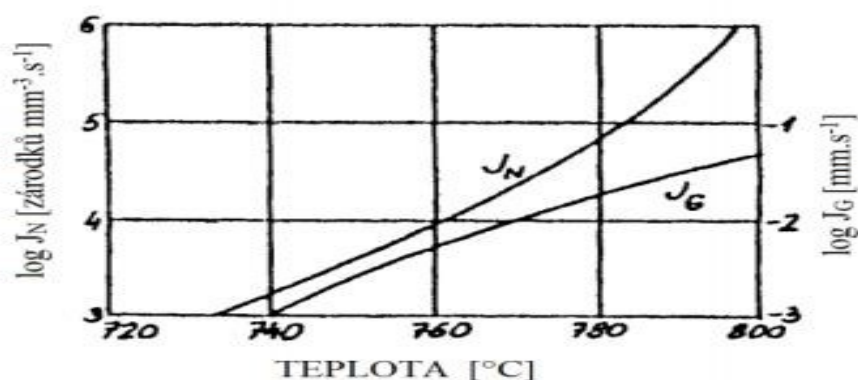


Obr.č. 1 - Diagram tepelného zpracování [2]

2.1. Austenitizace

Struktura v ocelích za běžných pokojových teplot je tvořena u podeutektoidních ocelí směsí feritu a perlitu a u nadeutektoidních ocelí je tvořena perlitem a cementitem. Obecně lze označit obě skupiny názvem feriticko – cementitické struktury. Austenitizace je základním úkonem při všech postupech překrystalizačního tepelného zpracování. Je to ohřev nad kritickou teplotu se změnou struktury z feriticko – cementitické na austenitickou. Přeměna struktury probíhá mezi Ac_1 - Ac_m u ocelích nadeutektoidních a u ocelích podeutektoidních se jedná o teploty Ac_1 – Ac_3 . Začátkem austenitizace je přeměna perlitu v austenit. Během postupného zvyšování teploty nad Ac_1 dochází postupně k rozpouštění feritu v austenitu u podeutektoidní oceli nebo cementitu u nadeutektoidní oceli. Je to difuzní přeměna, během které vznikají zárodky austenitu s jejich následným růstem. Na strukturních poruchách (hranice kolonií perlitu, fázové rozhraní ferit cementit) pomocí heterogenní nukleace, vznikají zárodky austenitu v perlitickém feritu. Směrem do feritu roste austenitické zrno rychleji než do cementitu. Příčinou je rychlost přemísťování mezifázové hranice. Ta je nepřímo úměrná rozdílu koncentrací na dané hranici. Tento rozdíl je menší na hranici austenit – ferit než u rozhraní austenit – cementit. Proto v austenitu po přeměně perlitu zůstávají zbytky karbidů, které se zvyšující teplotou tento karbid rozpouštějí a austenit je pak více homogenní [1, 2, 3, 6].

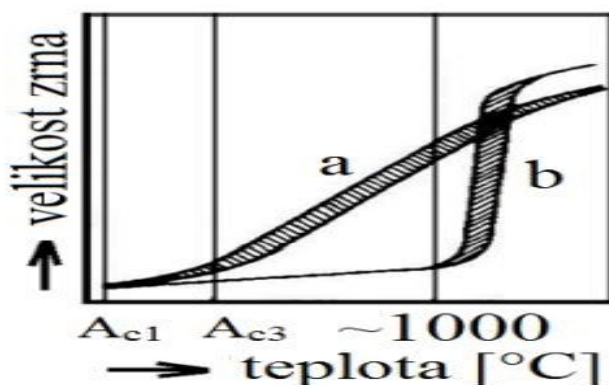
Rychlost nukleace J_N a rychlost růstu J_G má přímý vliv na rychlost austenitizace. Čím vyšší je teplota tím je vyšší rychlost nukleace. Rychlost růstu J_G je pomalejší než růst nukleace (viz obrázek č.2) [1, 2, 3, 6].



Obr.č. 2 - Vliv austenitizační teploty na rychlost nukleace J_N a růst J_G [3]

Významný vliv na průběh austenitizace má také chemické složení a výchozí struktura oceli. Nejrychlejší průběh austenitizace je u oceli se strukturou jemného sorbitu. Méně rychlá je austenitizace u jemného perlitu a nejpomaleji probíhá u hrubého zrnitého perlitu. Austenitizaci urychluje vyšší obsah uhlíku v oceli. Doba přeměny se zvětšuje s přibývajícými přísadami karbidotvorných prvků [1-3].

Významným činitelem při austenitizaci je velikost austenitického zrna, které má vliv na výsledné mechanické a strukturní vlastnosti získané po transformaci přechlazeného austenitu. Překrystalizaci po ohřevu nad kritickou teplotu vzniká drobné zrna austenitu. Jestliže teplota ohřevu stále stoupá i po austenitizaci, pak austenitické zrna začíná růst (nehomogenní austenit). Růst austenitu je následkem snahy soustavy snížit úroveň volné entalpie. Volná entalpie s rostoucím zrnem klesá, jelikož větší zrna mají menší souhrnnou délku hranic. Oceli různých jakostí nemají stejnou rychlost růstu zrna. Růst zrna může mít dvojitý charakter. Roste-li zrna stejnoměrně okamžitě po překročení kritické teploty, jedná se o dědičně hrubozrnnou ocel. Oceli, které si zachovávají jemné zrna až do prahové teploty, jsou dědičně jemnozrnné. Překročením prahové teploty má za následek okamžitý růst zrna vyšší rychlostí než u hrubozrnných ocelí. Na obrázku číslo 3 můžeme vidět závislost růstu (velikost) zrna na teplotě u oceli eutektoidní. Uhlíkové a nízkolegované oceli mají teplotu hrubnutí cca 950 °C. Jemnozrnnosti u oceli dědičně hrubozrnné se dosáhne dezoxidací hliníkem a zabránění růstu zrna během vyšších teplot dosáhneme pomocí mikrolegur. Tyto mikrolegury vanadu, wolframu, titanu nebo zirkonia tvoří stabilní nitridy a karbidy jsou vylučovány na hranicích zrn [1-3].



Obr.č. 3 - Závislost austenitického zrna na teplotě (a - hrubozrnná ocel, b - jemnozrnná ocel) [2]

2.1.1. Přeměny austenitu

Jestliže u polymorfní oceli klesne teplota pod kritickou teplotu Ac_3 , Ac_m nebo Ac_1 , následují přeměny přechlazeného austenitu. Následuje tedy přeměna železa γ (FCC mřížka - face centered cubic) na železo α (BCC mřížka - body centered cubic). V odpovídajících tuhých roztocích znamená tato změna krystalové mřížky značnou změnu schopnosti rozpustnosti uhlíku. Změna mřížky souvisí s úbytkem volné entalpie soustavy. V ojedinělých případech může u vyšších přechlazení z kinetických důvodů vznikat fáze s vyšší hodnotou volné entalpie, které jsou méně termodynamicky výhodné [1, 2].

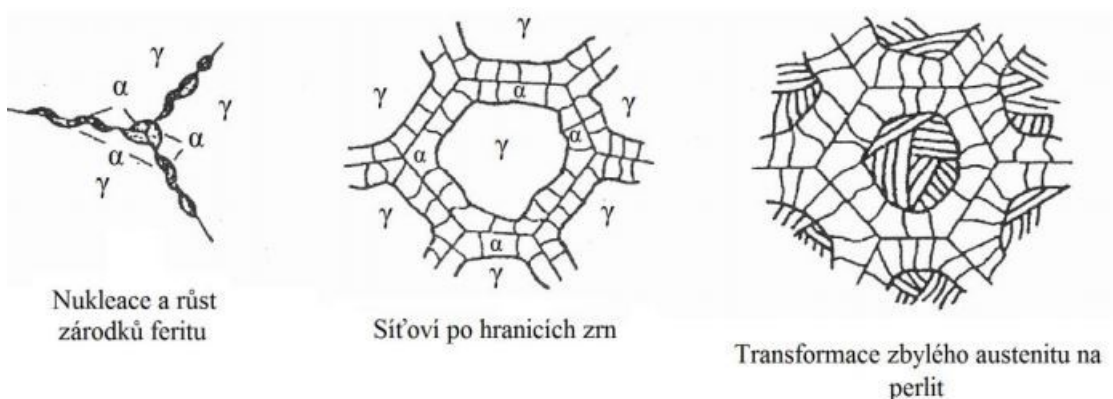
Perlitická přeměna odpovídá teplotnímu intervalu v rozmezí teplot $Ac_1 - 450\text{ }^{\circ}\text{C} - 500\text{ }^{\circ}\text{C}$. Difuze uhlíku i železa je v tomto pásmu dostatečně účinná. V rozpětí teplot od $500\text{ }^{\circ}\text{C} - 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ probíhá přeměna bainitická. Rychlost difuze uhlíku je dostačující a difuze železa je skoro nulová. Během bezdifuzní transformace austenitické mřížky probíhá zároveň difuzní změna v rozdělení uhlíku. Obsah uhlíku u vznikajícího tuhého roztoku je podstatně nižší než u původního austenitu a zároveň se vylučuje cementit (bainitická přeměna). Martenzitická přeměna se realizuje skupinovým pohybem atomů na vzdálenost menší než jeden mřížkový parametr při teplotách do $200\text{ }^{\circ}\text{C}$, kdy prakticky není možná difuze uhlíku a železa [2].

2.1.2. Proeutektoidní přeměny

Přeměna proeutektoidní probíhá u většiny ocelí před přeměnu perlitickou (eutektoidní). Výjimkou jsou pouze oceli s eutektoidní koncentrací uhlíku. U ocelí podeutektoidních se vylučuje ferit, zatímco u ocelí nadeutektoidních se jedná o vylučování cementitu. Významný vliv těchto proeutektoidních přeměn pak lze vidět na struktuře, vlastnostech oceli a dalším průběhu přeměn zbylého austenitu. Následkem neuspořádanosti a vysoké rychlosti difuze na hranicích zrn jsou tyto místa přednostní nukleace proeutektoidních fází. V přilehlých austenitických zrnech důsledkem rozdílných mezifázových struktur vznikají dvě výrazně odlišné morfologie [1, 2]:

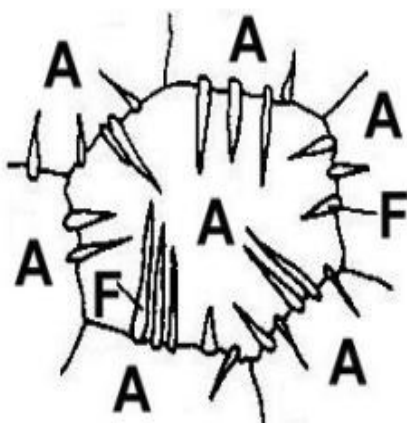
1. Alotriomorfní útvary – mají čočkovitý tvar. Na hranicích austenitu probíhá nukleace. Růst těchto částic je převážně podél hranic a jejich srůstáním se vytváří souvislé síťové

feritu, které lze vidět na obrázku číslo 4. Vznik těchto útvarů probíhá pod teplotou transformace austenitu na ferit a pomalém ochlazování [2,7].



Obr.č. 4 - Schéma nukleace růstu [2]

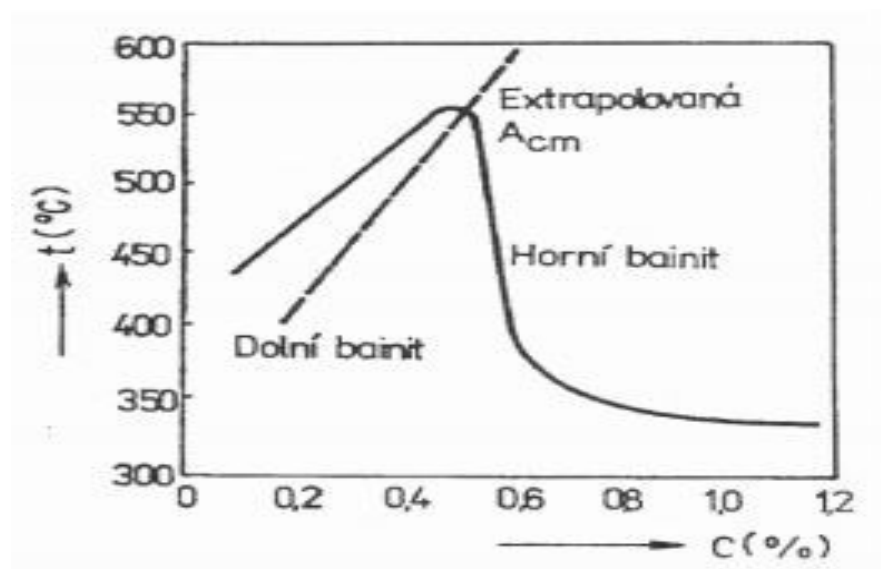
2. Widmannstättenovy desky, jehlice – mezi fázové hranice jsou krystalické a tuto strukturu nelze odstranit žíháním bez překrystalizace. Tento typ struktury, kterou vidíme na obrázku číslo 5 vzniká větším přechlazením hrubého austenitického zrna. Na hranicích zrn probíhá nukleace zároveň s difuzí uhlíku bez substitučních prvků. Widmannstättenova struktura se nejčastěji objevuje v tepelně ovlivněných oblastech. Například u svarových spojů a podobně. Je nežádoucí, jelikož zapříčiňuje křehkost. Odstraňuje se normalizací [2, 7, 8].



Obr.č. 5 - Widmannstättenova struktura [8]

2.1.3 Bainitická přeměna

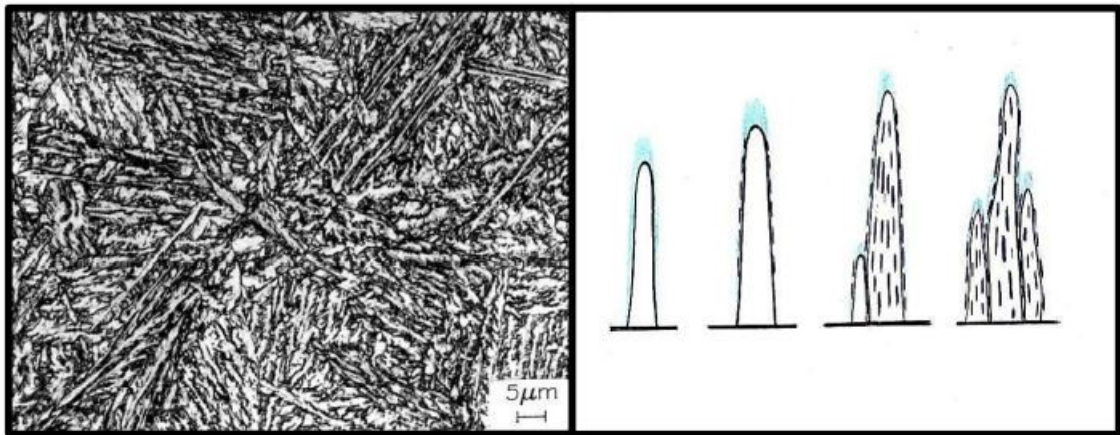
U bainitické přeměny je základem transformace austenitu na ferit smykový mechanismus. Precipitace cementitu nebo méně stabilního karbidu předchází nebo doprovází vznikající a rostoucí bainitický ferit. Tento bainit vzniká rozpadem austenitu v rozmezí teplot 500 °C a teplot M_s (počátek martenzitické přeměny) a je definován jako struktura nebo nelamelární feriticko-karbidická směs. Jelikož se teplotní oblasti bainitické a perlitické přeměny u uhlíkových ocelí zčásti překrývají je přechod mezi strukturou jemného lamelárního perlitu a bainitu plynulý. Výsledná morfologie bainitické struktury závisí především na teplotě přeměny a ochlazovací rychlosti skrz bainitickou oblast. Chemické složení a transformační teplota má podstatný vliv na vznik bainitu a jeho morfologii, proto jej rozdělujeme na horní a dolní bainit. Na obrázku č. 6 lze vidět vliv obsahu uhlíku na teplotní oblasti výskytu horního a dolního bainitu [2, 7].



Obr.č. 6 - Závislost výskytu teplotní oblasti bainitu na obsahu uhlíku [9]

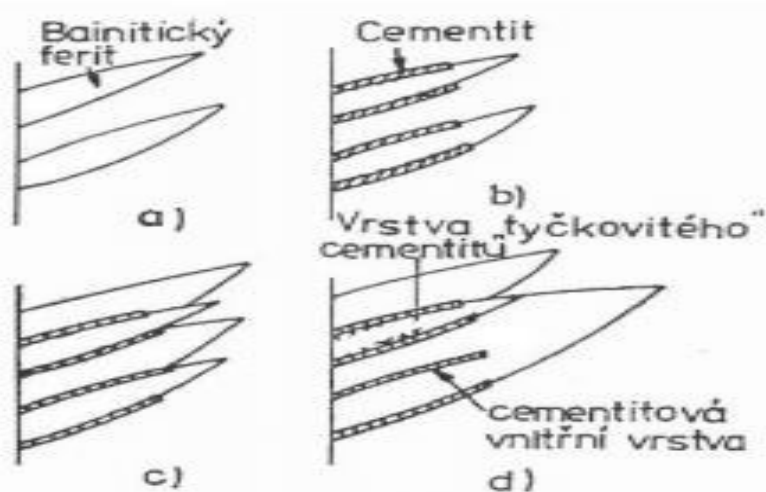
Horní bainit

Na hranicích austenitu u nízkouhlíkových ocelí vznikají nejprve feritické látky, které zde nukleují. Méně pak nukleace probíhá uvnitř zrn austenitu. Typický znakem přeměny je růst karbidů do délky (viz obrázek č. 7) [2, 6, 10].



Obr.č.7 - Horní bainit - Struktura a schéma růstu [11]

Málo kdy jde o globulární morfologii. Mezi feritickými laťkami se přetrvávající austenit obohacuje o uhlík až do té míry, než dojde k vylučování cementitu na mezifázovém rozhraní ferit – austenit (viz obrázek č.8). Struktura horního bainitu má poměrně velkou tvrdost s relativně vysokou houževnatostí a vzniká polodifúzní přeměnou přechlazeného austenitu v rozmezí teplot 550 – 380 °C [2, 6, 10].

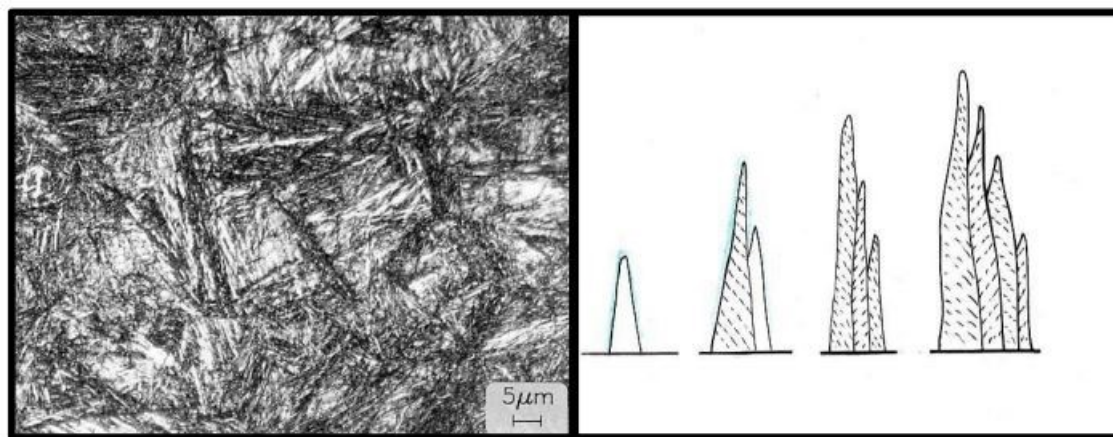


Obr.č. 8 - Schéma vzniku horního bainitu [2]

Dolní bainit

Strukturu tvoří laťky feritu, ale na rozdíl od horního bainitu jsou karbidy jemnější. Uvnitř feritických látek jsou jemně dispergovány a mají téměř globulární morfologii (viz.

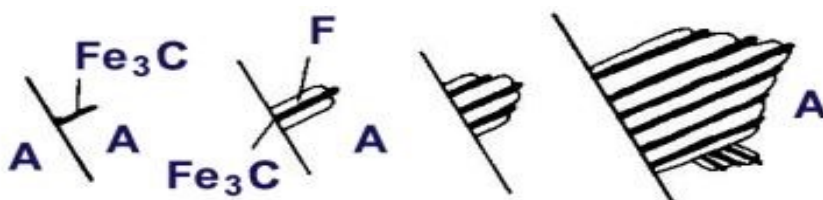
obr. č. 9). Příčinou jsou nízké teploty přeměny, u kterých je potlačena difuze. Charakteristikou dolního bainitu je menší houževnatost s vysokou tvrdostí a vzniká při teplotách 380 – 250 °C přeměnou přechlazeného austenitu. Vlastnostmi a mikrostrukturou je velmi podobný popuštěnému martenzitu [6, 10].



Obr.č. 9 - Dolní bainit - charakter a schéma růstu [11]

2.1.4 Perlitická přeměna

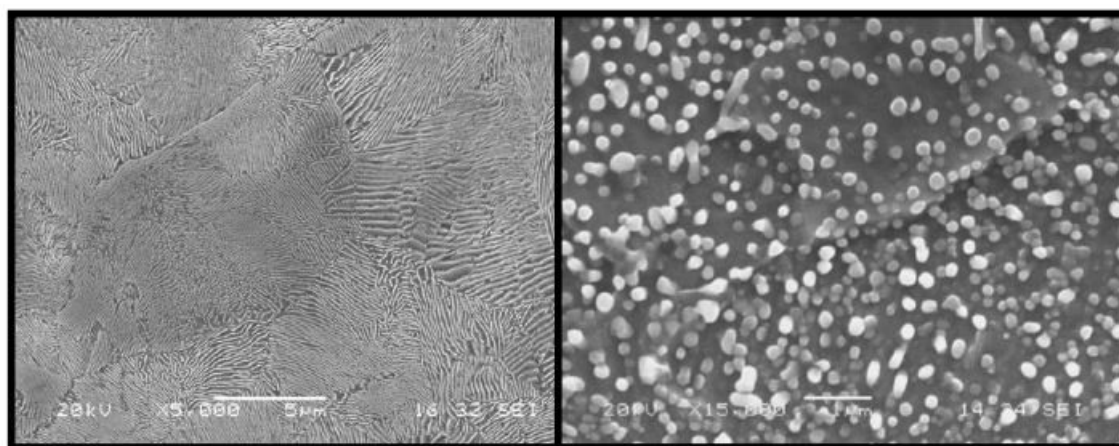
U přeměny perlitické je základem autektoidní rozpad austenitu. K rozpadu dochází po ochlazení pod kritickou teplotu A_{c1} , kde se austenit rozpadá na eutektoidní směs feritu a cementitu (perlit). Průběh přeměny je závislý na rychlosti ochlazování v rozmezí teplot 700 – 500 °C. Začátek přeměny je dán heterogenní nukleací vedoucí fáze. Tato nukleace se především uskutečňuje na hranicích austenitických zrn. Schéma nukleace a růstu perlitu lze vidět na obrázku č.10 [2].



Obr.č. 10 Schéma nukleace a růst perlitu [8]

Kdežto u fázových rozhraních austenit – minoritní fáze (vměstky, nerozpuštěné karbidy) je četnost nukleace menší. Maximální rychlosti nukleace dosahují znečištěné jemnozrné oceli a nejmenších rychlostí dosahují hrubozrné oceli. Je to způsobeno velikostí celkové plochy mezifázových rozhraní v jednotlivém objemu. U perlitické přeměny může být vedoucí fází jak ferit, tak i cementit a jejich zárodky vznikají zároveň nezávisle na sobě [1, 2, 9].

Rychlost růstu perlitu u uhlíkových ocelí je dána difuzí uhlíku. Kdež to u ocelí legovaných je rychlost přeměny závislá na difuzní rychlosti železa a substitučních přísad. Hliník s kobaltem mají vyšší hodnoty difuzivit uhlíku, a proto jako legující prvky perlitickou přeměnu zpomalují. Nejčastěji se u ocelí vyskytuje perlit s lamelární morfologií, který dále dělíme na hrubý a jemný lamelární perlit (viz obrázek č.11) [1].



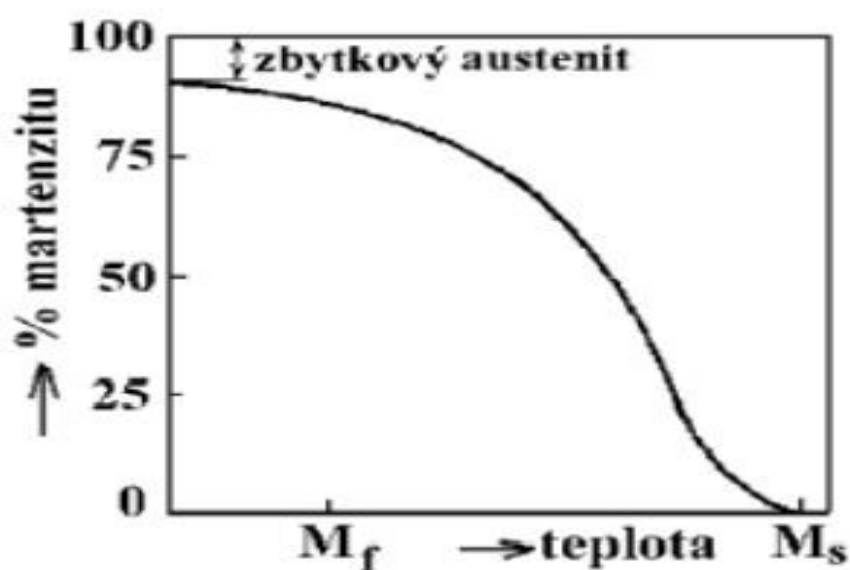
Obr.č. 11 - Struktura lamelárního a globulárního perlitu [12]

Jemný lamelární perlit může vznikat během většího přechlazení nebo zvyšováním rychlosti ochlazování. Těmi to způsoby se zvýší počet zárodků a zároveň se zmenšuje mezilamelární vzdálenost perlitu. Jestliže bude ochlazování velmi pomalé, vzniká perlit hrubý (globulární). Tento zrnitý perlit může ještě vznikat žiháním na měkko, jeho struktura je termodynamicky stabilnější než u lamelárního perlitu [2].

2.1.5 Martenzitická přeměna

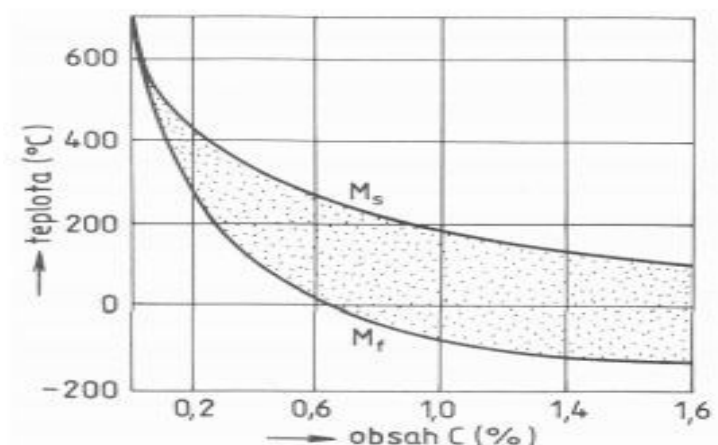
U martenzitické přeměny je austenit přechlazen do zóny velmi nízkých teplot, kde není možná účinná difuze substituční ani intersticiální. Tato bezdifuzní přeměna v martenzit je

technicky nejzávažnějším příkladem stříhové přeměny. Martenzit se dá popsat jako nerovnovážný přesycený tuhý roztok uhlíku v železe α . Důležitou podmínkou pro vznik této nerovnovážné fáze je austenitizovaná ocel ochladit pod teplotu M_s , rychlosti V_k a to v kratším čase, než je čas potřebný pro zahájení bainitické a perlitické přeměny. V_k je kritická rychlost, při které jsou potlačeny difuzní přeměny austenitu. Martenzitická transformace probíhá až do teploty M_f . Úplné ukončení této přeměny nastane až pod teplotou M_f , avšak ve struktuře zůstává netransformovaný podíl austenitu (zbytkový austenit). Na obrázku č. 12 pak lze vidět martenzitickou křivku, která udává podíl martenzitu v závislosti na teplotě [2, 7, 8].



Obr.č.12 - Schéma martenzitické křivky [7]

Velikost austenitického zrna a stabilita austenitu má vliv na množství zbytkového austenitu. Přísadové prvky s obsahem uhlíku ovlivňují hodnoty teplot M_s a M_f . S rostoucím obsahem uhlíku a legur teploty M_s a M_f klesají (viz obrázek č. 13) [2, 7, 8].



Obr.č. 13 - Vliv obsahu uhlíku na teploty M_s a M_f [4]

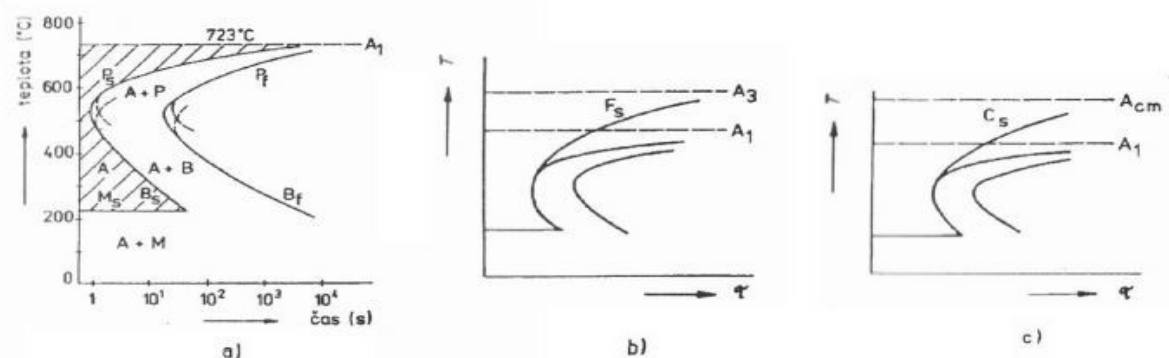
2.2. Transformační diagramy

Při tepelném zpracování mají transformační diagramy velký praktický význam. S jejich pomocí lze u tepelného zpracování lépe využít vlastností oceli, optimalizovat postup tepelného zpracování a pro dané provozní podmínky namáhání zvolit správný druh oceli. Udávají tedy vliv teploty a času na průběh teploty a zobrazují postup přeměny. Daný diagram odpovídá vždy jen pro konkrétní ocel s daným chemickým složením podle normy a pro určité podmínky austenitizace. Existují dva typy transformačních diagramů. Izotermický a anizotermický rozpad austenitu. Diagramy izotermického rozpadu austenitu (IRA) udávají dobu přeměny austenitu za izotermických podmínek a diagramy anizotermického rozpadu austenitu (ARA) udávají tuto dobu u různých ochlazovacích rychlostech. U obou druhů transformačních diagramů se na vodorovnou osu nanáší čas v logaritmických souřadnicích a na osu svislou je vynesena teplota. Z diagramů lze vyčíst údaje o kritických teplotách a poloh přeměn (perlitická, bainitická a martenzitická přeměna). Vytváření transformačních diagramů probíhá pomocí experimentálně stanovených hodnot, a tak též na základě termodynamických výpočtů [1, 2].

2.2.1 Diagramy izotermického rozpadu austenitu

Nejčastější využití mají diagramy izotermického rozpadu austenitu u izotermického žíhání a zušlechťování. V tomto IRA diagramu má křivka počátku a konce perlitické a bainitické přeměny tvar písmene „C“ a u uhlíkových ocelí se tyto křivky v určité oblasti

překrývají (viz obrázek č.14). V této oblasti jsou IRA diagramy nahrazeny společnou křivkou počátku a konce izotermické transformace. Austenitická struktura se nachází v levé části diagramu a vpravo je struktura tvořena produkty perlitu a bainitu [1, 2].



Obr.č. 14 - Schéma izotermického rozpadu austenitu eutektoidní (a), podeutektoidní (b), nadeutektoidní oceli (c) [1]

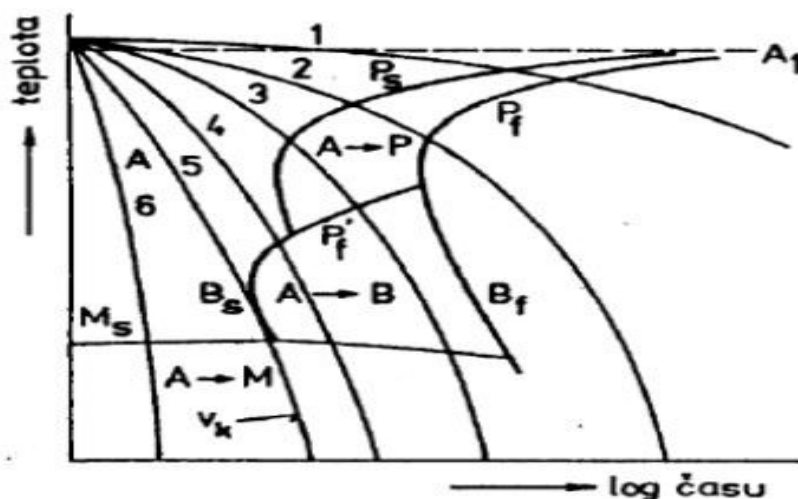
U eutektoidní oceli při teplotách kolem 550 °C (teplotní interval A_1 – nos diagramu) se vytváří izotermickým rozpadem přechlazeného austenitu lamelární perlit. Snižující se teplota zmenšuje mezilamelární vzdálenost. S klesající teplotou pod 550 °C převažuje bainitická přeměna. Horní bainit se na začátku tvoří s perlitem a při teplotách lehce nad M_s převažuje dolní bainit. Bezdifuzní martenzitická přeměna pak probíhá pod teplotou M_s . Tvrdosti a pevnosti vzrůstají s klesající teplotou přeměny, ale zároveň klesá tvárnost a houževnatost [1, 2].

Stabilita austenitu je kolem teploty 550 °C malá. Ale u teplot těsně pod A_1 a nad M_s je naopak austenit více stabilní. Následkem jsou pak značné rozdíly v reakčních dobách a ty pak vyžadují logaritmickou stupnici na ose času. Chemické složení a stav austenitu výrazně ovlivňuje polohu a tvar křivek IRA diagramu. Kromě hliníku a kobaltu všechny ostatní přísadové prvky, které jsou rozpuštěny v austenitu, posouvají křivky difuzních přeměn doprava a tím zvyšují jeho stabilitu. Zároveň prvky rozpustné ve feritu (Ni, Si, Cu) nemění tvar diagramu, ale karbidotvorné (Mo, Cr, W) významně mění i tvar diagramu. Posunutí křivek doprava je u struktur s vyšší chemickou homogenitou a větším austenitickým zrnem, a naopak posunutí křivek rozpadu austenitu způsobují vměstky a nerozpuštěné karbidy [1, 2].

2.2.2 Diagramy anizotermického rozpadu austenitu

Tyto diagramy anizotermického rozpadu austenitu (ARA diagramy) znázorňují, taktéž v souřadnicovém systému teplota – čas, počátky a konce jednotlivých přeměn austenitu. Přeměny austenitu získané při plynulém ochlazování různými rychlostmi lze vidět na obrázku číslo 15 a je tedy nutné sledovat diagramy ARA ve směru jednotlivých křivek ochlazování [1, 2].

Při sledování křivek 1 a 2 lze z obrázku 15 vyčíst, že při poměrně pomalém ochlazování autektoidní oceli se uskutečňuje perlitická přeměna. Jestliže se rychlost ochlazování zvětšuje, počátek a konec přeměny se posouvá k nižším teplotám a kratším časům. U křivky č.3 je patrné, že dosažením této určité rychlosti ochlazování způsobuje to, že perlitická přeměna neproběhne až do konce a zbylý austenit se přemění na bainit. Výslednou mikrostrukturu pak tvoří perlit a bainit (popř. martenzit). S rychlosti ochlazování vyšší než je u křivky 4 začíná transformace austenitu bainitickou přeměnou a pod teplotou M_s pak následuje přeměna martenzitická. Další nárůst rychlosti ochlazování v_k zvyšuje podíl martenzitu (viz křivka 5) a austenit se přemění pouze na martenzit. Kritický rychlost ochlazování v_k udává minimální rychlost ochlazování pro výslednou strukturu tvořenou pouze martenzitem s určitým podílem zbytkového austenitu. [1, 2].

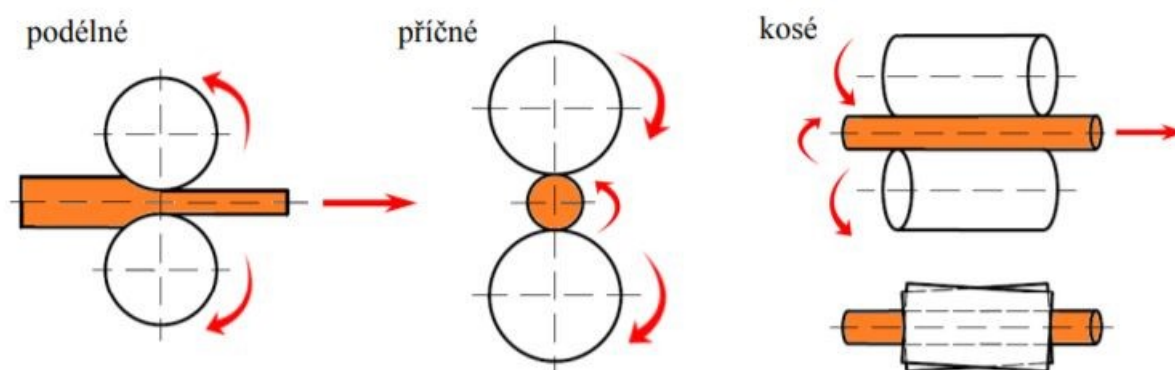


Obr.č. 15 - ARA diagramy [2]

Vliv přísadových prvků a podmínky austenitizace na polohu a tvar jednotlivých křivek je u ARA diagramu obdobný jako u diagramu IRA. ARA diagramy mají větší posun křivek k nižším teplotám a delším časům, než je to v případě diagramů IRA. Důvodem je zvětšující se hystereze v přítomnosti přísad [1, 2].

3. Válcování kruhové oceli

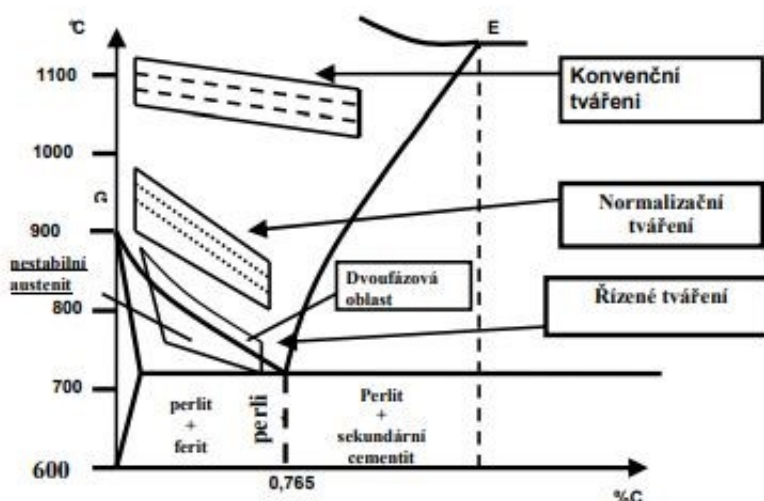
Válcováním se v dnešní době zpracovává asi 90 % celkové výroby oceli na světě. Je to kontinuální proces, během kterého dochází k tváření materiálu. Materiál provádí posuvný pohyb v mezeře mezi otáčejícími se pracovními válci a za všestranného tlaku se deformuje. V materiálu je při válcování vyvozena trojosá napjatost, a to hlavně tlaková napjatost s největší složkou ve směru působící síly. Produktem válcování je vývalek, který splňuje požadované vlastnosti, jakost povrchu a geometrii. Základní způsoby válcování dělíme podle uložení os válců vzhledem k válcovanému materiálu na válcování podélné, příčné a kosé (viz obrázek č.16).



Obr.č. 16 - Typy válcování [13]

Válcování podélní má směr posuvu materiálu neboli osu válcování kolmou na obě rovnoběžné osy válců. Zároveň osa válcování udává směr hlavní deformace. Příčné válcování má obě osy pracovních válců i osy materiálů rovnoběžné, kde osa materiálu je i osou válcování a materiál se okolo ní otáčí. Jestli že jsou osy válců mimoběžné a materiál mezi válci rotuje, zároveň vykonává i postupný pohyb, takže výslednicí je pohyb po šroubovici jedná se o válcování kosé.

Plastická deformace neprobíhá v celém objemu, nýbrž jenom v malé části, která se nazývá pásma deformace. Během jediného průchodu materiálu dochází k postupné změně rozměrů, zmenšení výšky a zvětšení šířky s délkou. Při změně rozměru platí zákon o zachování objemu. Stav napjatosti je závislý na tření a deformaci, která sebou nese změnu rychlosti vývalku na výstupu. Významný vliv na mechanické vlastnosti vývalku má chemické složení, válcovací teplota, teplota ochlazování a také samotný proces a technologie tváření. Dle teploty tvářeného materiálu dělíme dále válcování na tváření za tepla a za studena. U tváření za tepla je teplota tvářeného kovu nad rekrystalizační teplotou a tváření za studena má teplotu tvářeného kovu pod rekrystalizační teplotou. Během tváření za tepla probíhá rekrystalizace, při které jsou deformovaná zrna nahrazena zrny novými. Zjednodušeně dělíme tváření za tepla do tří základních skupin podle teploty tváření na konvenční, normalizační a termomechanické tváření (viz obrázek č. 17) [14,15].



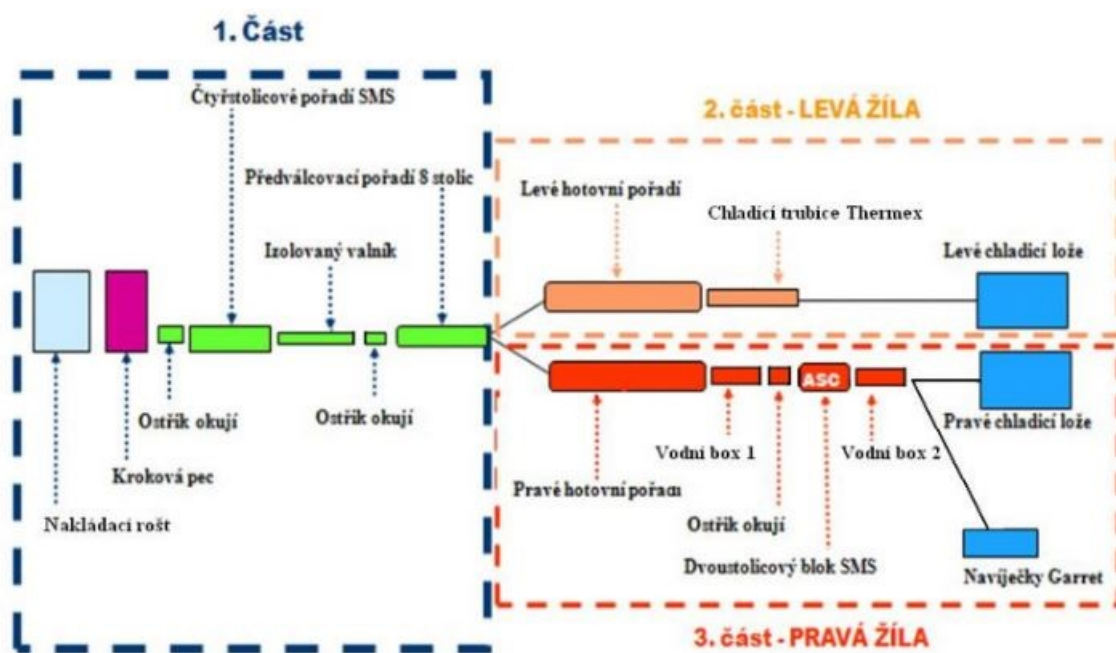
Obr.č. 17 Schéma rozdělení tváření podle teploty válcování [16]

3.1. Válcování jemných profilů v TŽ a.s.

Válcování na válcovně jemných profilů v Třineckých železárnách probíhá už od roku 1960. Hlavními produkty válcovny byly betonářská, plochá a konstrukční ocel. Pro zvyšující se požadavky na kvalitu, byla válcovna v roce 2003 modernizována. Nyní je schopna zpracovat jako vstupní polotovary sochor o rozměrech 150x150 mm a 12 m na délku s váhou okolo 2 t.

Jelikož se stále více válcuje pro automobilový průmysl nesmí mít vstupní polotovar povrchovou pórovitost, trhliny, přeložky, šupiny, vnitřní makroklíny, otřepy a hlavně dutiny. Vady na povrchu jsou přípustné maximálně do 2 mm, aby se při dalším zpracování daly odstranit [17-19].

Před válcováním se polotovar ohřeje v krokové peci, která je vyhřívána spodním a horním ohřevem pomocí směsného plynu. Směs pro ohřev se skládá z vysokopecního, koksárenského, konvertorového a zemního plynu. Výhřevnost má okolo 8250-9000kJ/Nm³ a ohřev probíhá v peci plně automaticky podle zadaných ohřevových křivek. Polotovar ohřátý na požadovanou válcovací teplotu je za krokovou pecí zbaven okují pomocí vysokotlakého ostříku o síle 170 – 200 bar. Postupně pak polotovar prochází skrz čtyř stolicové přípravné pořadí S.I.M.A.C v uspořádání horizontál, vertikál, horizontál, vertikál. Dále je polotovar dopraven do přípravného pořadí na osmistolicové předválcovací pořadí. Stolice jsou zde uspořádány horizontálně a konečný průměr vývalku je v rozmezí 82 až 31 mm. Následně se trať po předválcovacích stolicích rozvětví na pravé a levé hotovní pořadí, která mají osm stolic. Na pravém hotovním pořadí se válcuje kruhová, čtvercová, šestihraná a úhlová ocel v rozměrovém rozpětí od 15 do 50 mm. Dále se za stolicemi nacházejí nůžky a chladicí box pro řízené ochlazování. Takto vyválcovaná ocel je navíjena do svitků na navíjecí lince GARRET nebo je dělená na požadovanou délku dle požadavků zákazníka. V rozměrech 10 až 32 mm se na levém hotovním pořadí válcuje zejména betonářská ocel. Levé hotovní pořadí má za výstupní stolicí dvě chladicí sekce THERMEX s ochlazovací metodou slittroling a za tímto chlazením se nacházejí rotační nůžky, které dělí materiál na chladňkové délky. Materiál je pak přepraven na levý chladník a odebírán k dalšímu zpracování. Schéma celé válcovny lze vidět na obrázku č. 18 [17-19].



Obr.č. 18 - Schéma válcovny jemných profilů v TŽ a.s. [19]

4. Technologie kalení

Cílem kalení je zvýšení tvrdosti oceli vytvořením nerovnovážné strukturní složky. To znamená ohřev oceli, výdrž na této teplotě a prudké ochlazení. Prudkým ochlazením oceli po výdrži na kalící teplotě se austenit transformuje na martenzit nebo bainit. Vznikem jemného lamelárního perlitu tak zvaně troostitu z výchozí struktury tvořené hrubým lamelárním nebo globulárním perlitem se tvrdost zvedá. Kalitelnost je schopnost oceli dosáhnout požadované tvrdosti. Jestliže ocel je schopna ochlazování větší rychlostí, než je rychlost kritická a ocel dosáhne maximální tvrdosti, nazýváme pak tuto vlastnost zakalitelnost. Další schopnost oceli, při které ocel dosáhne po kalení určité tvrdosti do určité hloubky se nazývá prokalitelnost [20-22].

4.1. Kalící teplota

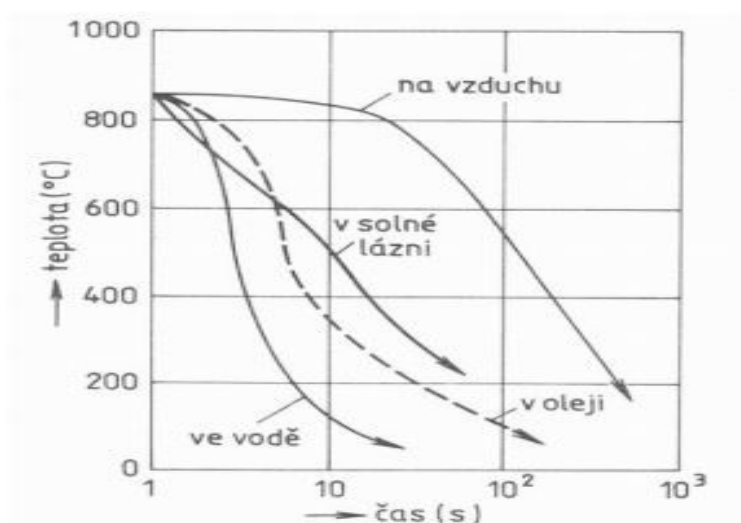
Správná kalící teplota u podeutektoidních ocelí je asi 30 – 50 °C nad teplotou A_{c3} . Pro oceli nadeutektoidní je kalící teplota pouze 30 – 50 °C nad A_{c1} . S přibývajícím množstvím legujících prvků se teplota zvyšuje. Například u rychlořezných nástrojových ocelí může být teplota ohřevu až 1300 °C. Nedodržení správných kalících teplot má nepříznivý vliv na strukturu a tvrdost. Jestliže dojde k velkému poklesu kalících teplot u podeutektoidních ocelí se ve výsledné struktuře v oceli po kalení projeví výskytem feritu v martenzitu. Výskyt feritu pak snižuje tvrdost. Podkročení kalící teploty nebo krátká výdrž na správné kalící teplotě má za následek nedostatečnou homogenizaci austenitu. Ve výsledné struktuře se pak může objevit troostit, který snižuje tvrdost. Příliš dlouhá výdrž nebo překročení kalící teploty se projeví nárustem austenitického zrna a zvýšením zbytkového austenitu. To vede ke snížení tvrdosti. Nadeutektoidní oceli musí být před kalením správně vyžihány, protože množství nadeutektoidních karbidů musí zůstat nerozpuštěný. Tyto karbidy pak po kalení zvyšují ve výsledné struktuře tvrdost a odolnost proti otěru. Před kalením je správná výsledná struktura jemný globulární perlit s rovnoměrně rozloženými karbidy. Je-li teplota kalení příliš nízká, karbidů se rozpustí málo a vzniklý austenit má příliš nízký obsah uhlíku a výsledná tvrdost je nízká. Naopak při vysoké teplotě kalení austenitické zrno zhrubne, rozpuštěných karbidů je hodně a austenit je příliš hodně obohacen uhlíkem. Výsledná struktura je hrubě jehlicová s velkým množstvím zbytkového austenitu. Tvrdost je nižší [20, 21].

4.2. Ochlazování

Cílem kalení u oceli je dosažení martenzitické struktury. Pro dosažení této struktury musí být ocel ohřata na kalicí teplotu a následně ochlazená stejnou rychlostí jako je rychlost kritická nebo vyšší. Dodržení správné rychlosti ochlazování je potlačena přeměna austenitu v perlit nebo bainit. Na snížení rychlosti ochlazování má vliv zvyšující se kalicí teplota, velikost austenitického zrna, obsah uhlíku a slitinových prvků. Naopak zvýšení rychlosti ochlazování sníží obsah zbytkového austenitu a nepatrně zvýší tvrdost oceli. Kalená ocel a její skutečná rychlost ochlazování závisí na tepelné vodivosti, měrné tepelné kapacitě, na geometrii kalené oceli a na schopnostech kalicího média [20, 21].

4.3. Kalicí prostředí

Nejvhodnější prostředí pro optimální ochlazování oceli musí umožnit rychlost ochlazování o něco málo větší, než je kritická rychlost ochlazování. Příliš velké překročení kritické rychlosti ochlazování může vést ke zvětšení vnitřních teplotních a strukturních pnutí. Optimální ochlazovací účinnost by měla být v oblasti perlitické přeměny (650 až 550 °C). Účinnost ochlazovacího prostředí závisí na tepelné vodivosti, viskozitě, měrném a výparném teple kalicího prostředí. Na obrázku č.19 je vidět účinnost nejčastěji používaných prostředí pro kalení [1, 2].



Obr.č. 19 - Křivky ochlazování [4]

4.3.1 Voda

Voda je jedním z nejintenzivnějších kalících prostředí. Voda je levná, nenáročná a nejběžněji působící kalící prostředí. V oblasti nosu diagramu ARA (650 – 550 °C) má voda největší ochlazovací účinnost. Nevýhodou však je větší rychlost ochlazování v oblasti martenzitické přeměny, jelikož zvyšuje stupeň vnitřního pnutí. Velký vliv má i teplota vody. Ta by měla být kolem 20 – 30 °C. Vyšší teploty jsou nežádoucí a s rostoucí teplotou klesá ochlazovací účinnost kalícího prostředí především v perlitické oblasti. U vody lze zvýšit ochlazovací účinnost přísadou. Vhodné jsou například kyseliny (H_2SO_4), louhy (NaOH) nebo soli (NaCl) [1, 2].

4.3.2. Oleje

Rychlost ochlazování je u oleje asi o 4x menší než u vody. Jejich výhodou je menší rychlost ochlazování v perlitické oblasti a až 10x menší v oblasti martenzitické. Na účinnost ochlazování má teplota menší vliv než u vody. Teplota oleje může být až 70 °C. Nejčastěji se olej používá pro kalení legovaných ocelí. Velkou výhodou kalení v oleji jsou malé vnitřní pnutí. Negativum spočívá především v nebezpečí vznícení, vliv na životní prostředí a vyšší pořizovací náklady [1, 2].

4.3.3. Vzduch

Toto kalící prostředí je nejmírnější. Lze kalit volně na vzduchu kde je ochlazování plynulé. Účinek tohoto prostředí lze zvýšit prouděním eventuálně k proudění přidat vodu a vytvořit tak vodní mlhu jako kalící prostředí. S teplotou ochlazovaného předmětu, klesá i rychlost ochlazování. V tomto kalícím prostředí se nejčastěji kalí vysocelegované oceli [1, 2].

4.3.4. Teplé lázně

Pro termální kalení a izotermické zušlechťování se jako ochlazovací prostředí používají teplé lázně. Lázně se používají ve formě tavenin kovů (Pb, Sn), olejů (až 250 °C) a tavenin soli (200 – 400 °C). U soli je účinnost ochlazování poměrně malá, proto ji lze zvětšit pomocí cirkulace nebo přidáním vody. Použití lázně při kalení se předmět ochlazuje na teplotu lázně odpovídající dané fázi martenzitické nebo bainitické přeměny [1, 2].

4.3.5 Polymerní lázně

Účinnost ochlazování polymerní lázně je mezi olejem a vodou. Používá se především tam, kde nelze z technologických, enviromentálních nebo bezpečnostních důvodů aplikovat jako ochlazovací prostředí olej a vodu. Velkou výhodou polymerní lázně je její ekologická a zdravotní nezávadnost. Během kalení na povrchu kalené součásti vznikne tenká vrstva polymeru. Tato tenká vrstva nedopustí odtržení parního polštáře a redukuje tím ochlazovací rychlost. Menší rychlost ochlazování v porovnání s vodou má tu výhodu, že nevzniká velké pnutí a nedochází k deformaci kalené součásti. Polymer se po kompletním ochlazení rozpustí zpátky do kalící lázně. Ochlazovací účinnost u lázně ovlivňuje především koncentrace polymeru. Využívané polymery jsou na bázi polyvinylpyrrolidonu (PVP) nebo polyalkylenglykolu (PAG). Nevýhodou polymerní lázně je korozní efekt a vyšší požadavek na čistotu lázně [1, 2].

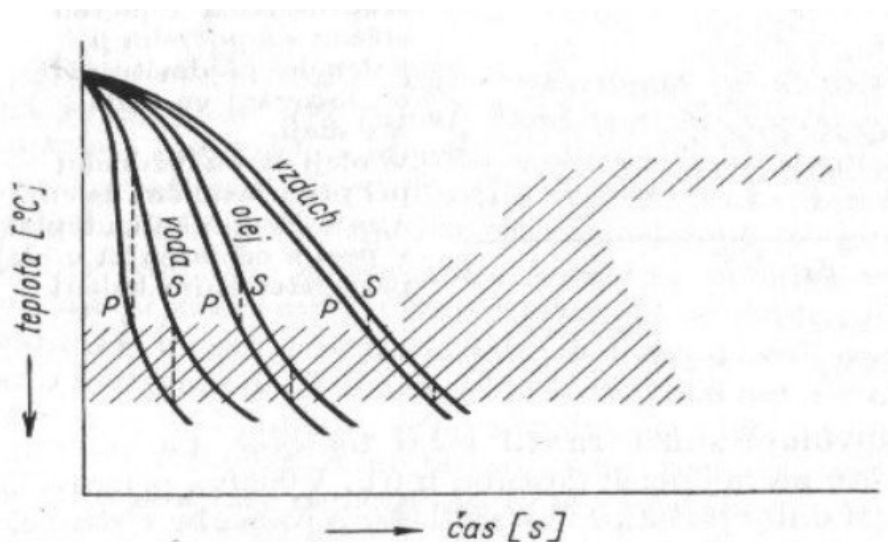
4.4. Způsoby kalení

Výběr optimální metody kalení závisí hlavně na požadovaných vlastnostech kalené součásti, geometrických parametrech a jakosti použité oceli. Kalení se rozděluje podle druhu rozpadu austenitu. Za prvé na izotermický rozpad austenitu (IRA), kdy se austenit transformuje za izotermických podmínek nebo za druhé se austenit přeměňuje během plynulého ochlazování a jedná se o anizotermický rozpad austenitu (ARA). ARA diagramy zobrazují počátky a závěry transformací austenitu během plynulého ochlazování [1, 20].

4.4.1 Základní kalení

Tento způsob kalení je nejrozšířenější. Po ohřátí součásti na správnou kalící teplotu následuje pomalé ochlazení až na teplotu ochlazovacího prostředí. Rychlost ochlazování a průřez součástí má vliv na velikosti teplotního gradientu mezi teplotami na povrchu a ve středu materiálu. S rostoucím rychlostí ochlazování roste teplotní gradient mezi povrchem a středem materiálu a taky s rostoucím průřezem materiálu je rozdíl teplot vyšší. Ochlazování u této metody kalení probíhá ve vodě, oleji nebo na vzduchu. Na obrázku č. 20 je schématický

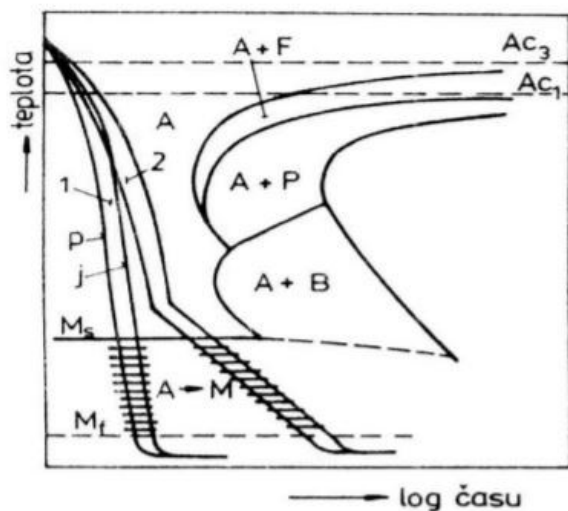
zobrazeno ochlazování vzduchem, vodou a olejem zakreslené do diagramu ARA. Rozdíl teplot na povrchu a středu součásti je znázorněno svislými přímkami. Lze tedy vidět proč je menší riziko vzniku trhlin u oleje než u kalení do vody [1, 20].



Obr.č. 20 - Schématické zobrazení ochlazovacích prostředí v ARA diagramu [20]

4.4.2. Lomené kalení

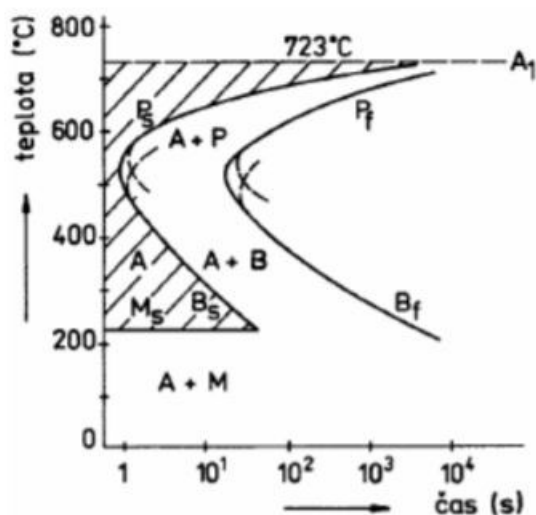
Tento způsob kalení se nejčastěji využívá u výrobků složitějších tvarů nebo velkých nástrojů, jelikož by u kalení do vody mohly praskat. Kalení tedy probíhá ve dvou po sobě jdoucích lázních. Nejprve součást intenzivně ochladíme na teplotu M_s nebo nepatrně vyšší (potlačení perlitické přeměny). Následně dokončíme ochlazování v mírnějším kalícím prostředí. Tam pak proběhne martenzitická přeměna viz obrázek č. 21. Nejčastěji se používá v kombinaci voda a olej nebo olej a vzduch, méně se pak už používá kombinace vody a vzduchu [1, 20-22].



Obr. č. 21 - Kalení základní (1) a lomené kalení (2) v ARA diagramu [2]

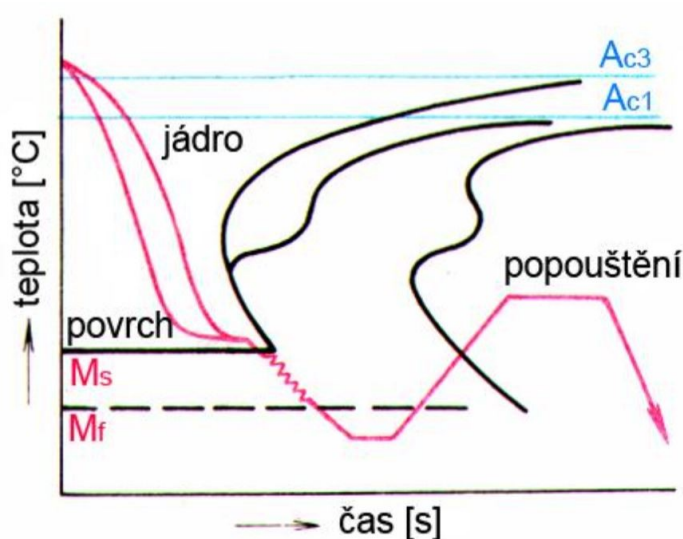
4.4.3. Kalení termální

Tento typ kalení umožňuje snížit teplotní gradient mezi středem a povrchem kalené součásti na nejmenší možný stupeň. Termální kalení zužkovává žádoucí tvar diagramu IRA (viz. obrázek č. 22), kde je delší doba počátku izotermického rozpadu v rozpětí teplot bezprostředně nad postavení bodu M_s .



Obr. č. 22 IRA diagram eutektoidní oceli [1]

Kalená součást se tedy ohřeje na správnou kalicí teplotu a následné ochlazování probíhá v lázni, která má teplotu jen i něco málo vyšší, než je teplota bodu M_s . Poté následuje výdrž na této teplotě, aby se vyrovnaly teploty mezi středem a povrchem kalené součásti. Výdrž musí být dostatečně dlouhá, ale zároveň kratší, než je doba počátku izotermické přeměny na bainit. Po vyrovnání teplot mezi středem a povrchem materiálu následuje ochlazení na vzduchu v intervalu martenzitické přeměny (viz obrázek č.23). Pro tento typ kalení jsou vhodné oceli s vyšším obsahem slitinových prvků [1, 20-22].



Obr. č. 23 - Schéma martenzitické přeměny [23]

4.4.4. Kalení hysterezní

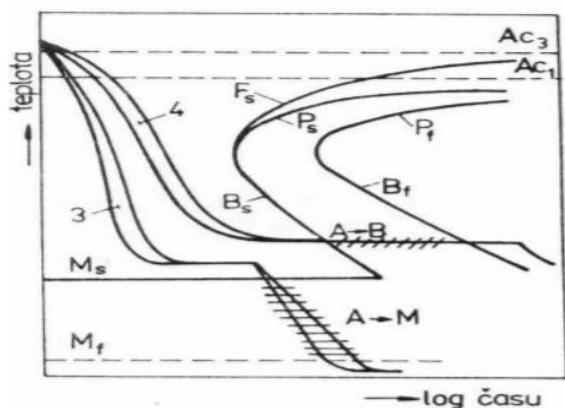
Je to způsob kalení, který je využíván méně a používá se především pro snížení vnitřního pnutí během kalení. Ohřev je na teplotu vyšší než u základního kalení. To způsobuje větší homogenizaci austenitu, zhrubnutí zrna austenitu tudíž snížení kritické ochlazovací rychlosti a nárůst prokalitelnosti dané oceli. S vyšší teplotou se zvedá i gradient teploty mezi počátkem a koncem ochlazování. Po ohřevu se nejprve daná součást ochladí přibližně nad polohu bodu A_{r1} u ocelí nadeutektoidních a ocelí podeutektoidní nad A_{r3} . Až poté se součást kalí ve vodě nebo oleji. Snižování teploty je tedy pomalé anebo v peci se setrváním na nižší teplotě [1, 20-22].

4.4.5. Kalení se zmrazováním

Kalení se zmrazováním se nejčastěji používá pro oceli s vyšším obsahem uhlíku, které obsahují velké množství zbytkového austenitu. Tento zbytkový austenit snižuje polohu bodů M_s a M_f . Jelikož je bod M_f nižší než teplota okolí, část nepřeměněného austenitu zůstává ve struktuře. Výsledkem pak jsou velké vnitřní pnutí, trhliny a pokles velikosti tvrdosti. Proto se tento typ kalení využívá u nadeutektoidních ocelí s požadavkem na vyšší tvrdost. Princip spočívá v ohřevu součásti na kalící teplotu, ochlazování ve vodě či oleji a následné přesunutí do zmrazovací lázně. Pro zmrazování se nejčastěji využívá kysličník uhličitý o teplotě asi $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ nebo tekutý dusík s teplotou $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$. Oceli kalené obvyklými způsoby jsou méně tvrdé, a to asi o 5 a více HRC. Jelikož po tomto způsobu kalení vznikají velké vnitřní pnutí je vhodné dále tento materiál popouštět. Kalení se zmrazováním se nejvíce využívá pro valivá ložiska, různá měřidla apod [1, 20-22].

4.4.6. Kalení izotermické

Poslední způsobem je kalení izotermické. Účelem tohoto způsobu kalení je nabytí požadovaných mechanických vlastností hned po kalení. Ocel kalená izotermicky má vyšší vrubovou houževnatost a mez únavy oproti oceli kalené klasicky s popouštěním. Při této metodě tepelného zpracování je velikost vnitřního pnutí a vznik trhlín minimální. Princip izotermického kalení spočívá v ohřevu na kalící teplotu a následném ochlazení v ohřáté lázni, při které vzniká bainit požadované pevnosti. Kalená součást se v lázni ponechá až do ukončení izotermického rozpadu austenitu. Výši kalící teploty a doby počátku a konce izotermického rozpadu austenitu lze zjistit z IRA diagramu, který vidíme na obrázku č. 24. Pro potlačení perlitické přeměny musí být ochlazení na teplotu rozpadu rychlé. Nejčastěji používané teploty jsou v rozmezí 300 až $400\text{ }^{\circ}\text{C}$. Izotermické kalení se používá pro tenkostěnné výrobky. Například pily, lopaty, pružiny a podobné výrobky, které mají pevnost dle použité oceli a teploty rozpadu od $1\,200$ až $16\,000\text{ MPa}$ [1, 20-22].



Obr.č. 24 - Termální kalení 3, izotermické kalení 4 [1]

4.5. Popouštění

Struktura oceli po kalení je tvořena převážně martenzitem, je hodně tvrdá, křehká a má značně velké vnitřní pnutí. V praxi je taková ocel velmi těžko využitelná, a proto po kalení následuje proces popouštění. Tento proces spočívá v ohřevu na teplotu těsně pod bod A_{c1} , setrvání na teplotě a následně ochlazení vhodnou rychlostí. Popouštění by mělo následovat ihned po kalení, aby se zamezilo popraskání součásti. Cílem je vytvořit strukturu, která se bude blížit rovnovážnému stavu. Popouštění se rozděluje dle teploty a účelu na dvě skupiny [1, 4].

První skupinou je popouštění za nízkých teplot. Ohřev je pouze v rozmezí teplot 100 – 350 °C. Cílem je snížení úrovně vnitřního pnutí, zkvalitnění houževnatosti, redukce zbytkového austenitu a konsolidace rozměrů součásti při mírném poklesu tvrdosti. Využití je hlavně u nástrojových ocelí [2, 3, 5].

Popouštění při vysokých teplotách je druhá skupina. Popouštěcí teploty jsou v rozmezí od 400 až 650 °C a účelem je dosáhnout vysoké houževnatosti s dobrou pevností popouštěné součásti. Tento proces je vhodný zejména pro vysoce namáhané součásti z konstrukčních ocelí [1, 2].

Mez kluzu, pevnosti a tvrdost klesá se zvyšující se teplotou popouštění. Zároveň s teplotou roste houževnatost, plasticita a tvrdost popouštěné součásti. U některých ocelí se v konkrétních teplotních rozmezích setkáváme s poklesem pevnostních vlastností i snížení houževnatosti. Tento jev je způsoben popouštěcí křehkostí a rozlišujeme jej na nízkoteplotní

a vysokoteplotní popouštěcí křehkost. U nízkoteplotní křehkosti se teplota pohybuje od 350 – 450 °C. Je nevratná a lze ji omezit ne příliš dlouhou výdrží v oblasti jejích teplot. Vysokoteplotní popouštěcí křehkost se pohybuje kolem teploty 550 °C a lze ji odstranit opětovným ohřevem a rychlejším ochlazením z teploty popouštěcí. V tabulce číslo 1 lze vidět popouštěcí teploty různých ocelí pro dosažení požadovaných tvrdostí [1, 2, 4].

Tabulka č.1 - Hodnoty tvrdosti různých ocelí pro pouštění [1]

Označení	Teplota popouštění [°C]	Tvrdost ⁷	Poznámka
11 500	560 – 670	HB 173 – 203	konstrukční ocel
12 040	530 – 670	HB 160 – 203	k zušlechťování
14 208	150 – 170	HRC min. 52	na valivá ložiska
19 103	100 – 320	HRC 48 – 61	nástrojová ocel

5. Indukční zušlechťování oceli kruhového průřezu

5.1.1 Indukční ohřev

Ohřev pomocí indukce se nejčastěji využívá jako povrchové tepelné zpracování. Rovněž se využívá taky k udržování teploty tekutého kovu nebo jako ohřev v tavících pecích a další. Pro indukční ohřev se využívá elektromagnetické indukce. Základy pro indukční ohřev byly objeveny v roce 1831 a objevil je anglický fyzik Michael Faraday, který svůj objev následně shrnul do Faradayova zákona: „Velikost elektromotorického napětí indukovaného ve vodivé smyčce je rovna rychlosti změny magnetického indukčního toku procházejícího touto smyčkou“. V dalších letech pak definoval Heinrich Lenz Lenzův zákon jako: „Indukovaný proud má takový směr, že magnetické pole tímto proudem vzbuzené působí proti změně magnetického pole, která proud indukovala“ [24,25].

Tyto fyzikální zákony se později začaly využívat při výrobě transformátorů, varných desek, pecí pro tavení kovů nebo svařovacích strojů. Firma Midvale Steel začala v roce 1927 jako první s pokusy o povrchové kalení za pomoci indukčního ohřevu. Při úspěšném povrchovém kalení především klikových hřídelí využívali frekvence od 1920 do 3000 Hz. Další vývoj vysoko proudových a vysoko napěťových polovodičů vedl v polovině dvacátého století k výměně motorových generátorů za polovodičové měniče [25].

Střídavé napětí, které je přiváděné do induktoru vyrábí střídavý proud. Tento střídavý proud vytvoří v okolí induktoru magnetické pole časově závislé s totožnou frekvencí, kterou má proud v induktoru. V elektricky vodivém tělese umístěném v induktoru, magnetické pole indukuje vířivé proudy. Tyto proudy jsou taky indikovány v elektricky vodivých částech kolem induktoru. Stejnou frekvenci indukovaného proudu má i proud v induktoru, ale s opačným směrem. Na obrázku č. 25 pak lze vidět rozložení proudu v indukčně ohřívaném tělese [25].

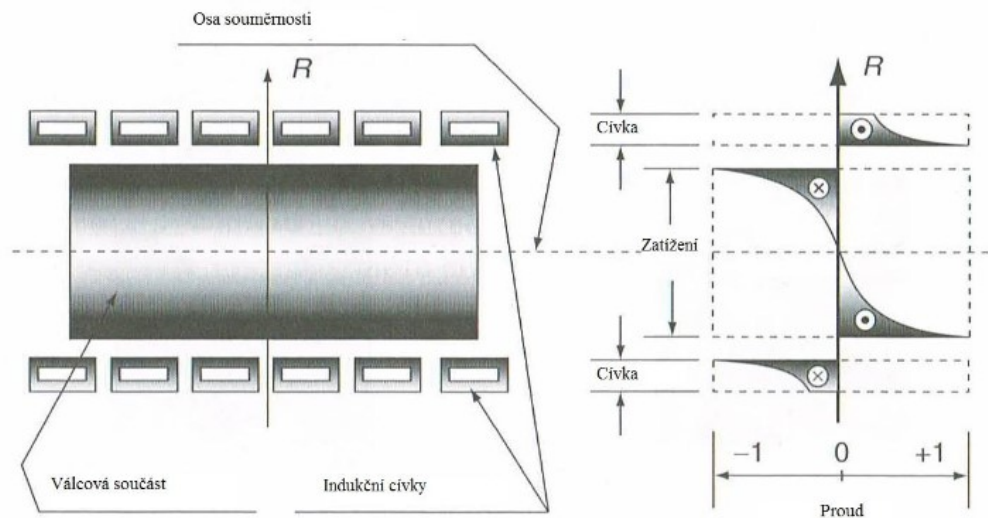
Vířivé proudy vytvářejí teplo podle Joulova zákona:

$$P = I^2 \cdot R \quad (1)$$

P výkon, s nímž se vyvíjí Joulovo teplo [W]

I proud [A]

R odpor [Ω]



Obr. č. 25 – Schéma distribuce proudu mezi cívkou a ohřívanou součástí [26]

5.1.2 Metody indukčního ohřevu

Mezi čtyři základní metody ohřevu kalení patří: statický, pulzní ohřev, kontrolovaný a průběžný. Abychom použili správnou metodu ohřevu musíme brát v potaz objem, tvar a požadované mechanické vlastnosti na kalené součásti [25].

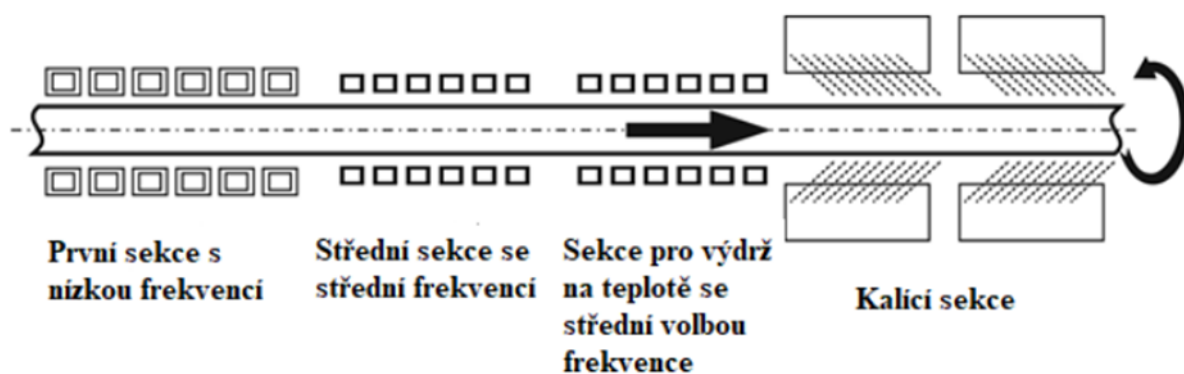
Statický ohřev je metodou nejjednodušší. Do induktoru je vložena součást, která se ohřeje na požadovanou teplotu, následně schladí a vytáhne. Během ohřevu lze součásti otáčet, proto tuto metodu můžeme využít pro selektivní kalení [25].

Metoda, jenž využívá krátké teplé rázy pro ohřev se jmenuje pulzní. Výhodou pulzního ohřevu na požadovanou teplotu povrchu součástí je malé riziko přehřátí. Pro předehřev se využívá nízká frekvence, pak následuje ohřev pulzní s vysokou frekvencí. Pro kalení

se používá délka pulzu 0,2-3 sekundy, čas ohřevu pro kalení je velmi krátký a je závislý na velikosti a tvaru kalené součásti. Vlivem nižší intenzitě ohřevu nedochází k přehřátí povrchu i díky tomu je tato metoda vhodná pro zpracování litiny [25].

Třetí metodou je ohřev kontrolovaný. U této metody dochází během pohybu zpracovávaného materiálu nebo induktoru k ohřevu součásti na požadovanou teplotu. Teplo dodávané do součásti lze regulovat a tím ovlivnit teplo dodané do různých částí ohřívajícího materiálu. Lze proto bez výměny nástrojů zpracovávat různé části [25].

Poslední metodou je ohřev průběžný. Tato metoda je využívána jako povrchové i objemové kalení delších tyčí o průměru 25–100 mm. Tyče se pohybují v třech sadách induktorů, které slouží pro předehřev, střední ohřev a konečný ohřev. Tento způsob umožní v celém průřezu rovnoměrný ohřev. Schéma této metody je na obrázku č.26 [25].

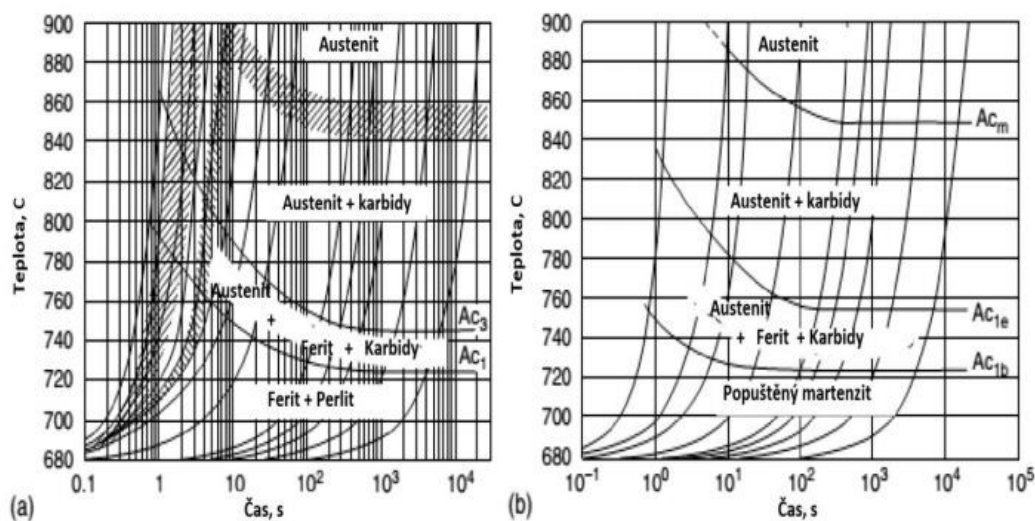


Obr. č. 26 - Průběžný způsob ohřevu indukci [25]

5.1.3 Výběr doby ohřevu

Během indukčního ohřevu dochází v krátkém časovém úseku k velkému nárůstu teploty až na požadovanou kalicí teplotu. Rychlý ohřev vede k velkému teplotnímu gradientu mezi jádrem a povrchem kaleného materiálu, a velké tepelné pnutí může znamenat vznik trhlin. Dalším následkem takto rychlého ohřevu je i posun hodnot Ac_1 a Ac_3 . Jelikož se posunula i austenitizační teplota, je nutné, aby se pro indukční kalení použily vyšší kalicí teploty. Krátkou dobou ohřevu na kalicí teplotu dochází k nedostačujícímu času pro difuzi uhlíku z oblastí, kde je vysoká koncentrace do oblastí s malou koncentrací. Difuze je závislá

na výchozí struktuře součásti. Závislost struktury na teplotě a času ohřevu lze pak vidět na obrázku č. 27. [25, 26].



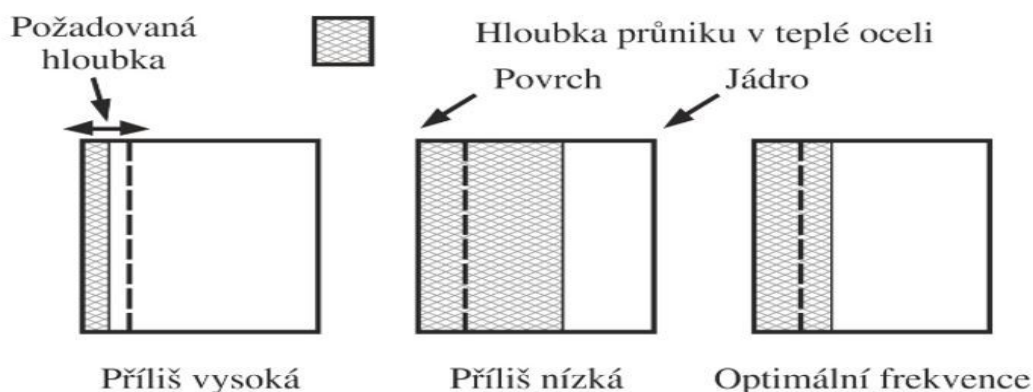
Obr. č. 27 - Závislost teploty a doby ohřevu na vývoj struktury [26]

(a) nelegovaná ocel s feriticko – perlitickou strukturou (0,7% C)

(b) nadeutektoidní ocel se strukturou popouštěný martenzit

5.1.4 Volba velikosti frekvence

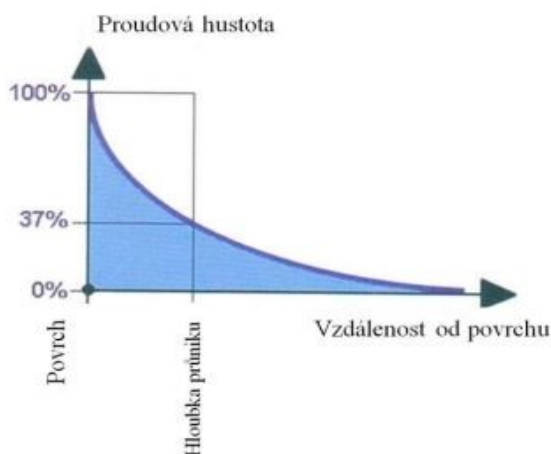
Nastavená velikost frekvence má přímý vliv na hloubku průniku elektromagnetického pole do materiálu. Změnou nastavení velikosti frekvence, měníme i hloubku ohřevu. Hloubka ohřevu se snižuje, jestliže frekvence stoupá. Nízká hloubka ohřevu se využívá pro povrchové kalení. Během tohoto kalení je důležitá správná volba frekvence. U příliš vysoké frekvence může dojít k přehřátí na povrchu a růstu velikosti zrna. Naopak k velkému tepelnému ovlivnění dochází u nízké frekvence. Optimálně zvolená frekvence je znázorněna na obrázku č. 28 [25].



Obr. č. 28 - Znázornění volby optimální frekvence [25]

5.1.5 Povrchový jev

Dalším významným fyzikálním úkazem, který souvisí s indukčním ohřevem je povrchový jev. Pokud vodičem protéká proud stejnosměrný, je rozložení v průřezu rovnoměrné a je-li proud střídavý, rozložení je nerovnoměrné. Proudová hustota má největší hodnoty na povrchu kaleného materiálu a směrem k jeho středu hodnoty klesají. Až 86 % celkové energie je akumulováno v povrchové a podpovrchové vrstvě a hloubka, do které se dostane proud je závislá na frekvenci. Velikost prostupu elektromagnetického pole je označována koncentrací vířivých proudů v povrchové vrstvě. Na obrázku č. 29 pak lze vidět hloubku průniku s proudovou hustotou 37% [25, 26].



Obr.č. 29 - Schéma závislosti proudové hustoty na vzdálenosti od povrchu [27]

Vzorec pro rozložení proudové hustoty:

$$I_y = I_0 \cdot e^{-y/\delta} \quad (2)$$

I_y proudová hustota ve vzdálenosti y od povrchu, [$A \cdot m^{-2}$]

I_0 proudová hustota na povrchu, [$A \cdot m^{-2}$]

Y vzdálenost od povrchu, [m]

δ hloubka průniku elektromagnetického pole [m]

Lze vypočítat i hloubku průniku elektromagnetického pole podle vzorce:

$$\delta = \sqrt{\frac{\rho}{f \cdot \mu \cdot \mu_0 \cdot \pi}} \quad (3)$$

δ hloubka průniku elektromagnetického pole, [m]

ρ měrný elektrický odpor [Ωm]

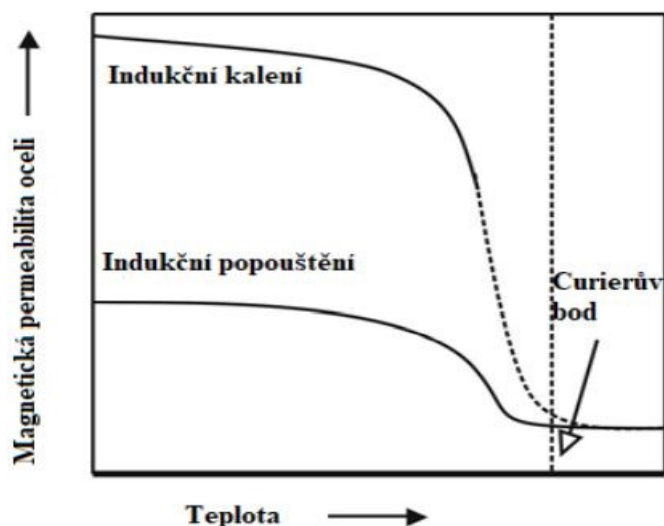
f frekvence, [Hz]

μ relativní permeabilita, [-]

μ_0 permeabilita vakua, [Hm^{-1}]

Výpočet hloubky průniku elektromagnetického pole je závislá na frekvenci, měrném elektrickém odporu a permeabilitě. Hloubka průniku je výrazně ovlivněna typem kalené součásti. U nemagnetických materiálů je permeabilita μ rovná 1, kdež to u materiálu magnetických je permeabilita ovlivňována teplotou a intenzitou magnetického pole a její hodnoty jsou v rozmezí 1 až 500. Významné zvýšení hloubky průniku může způsobit měrný elektrický odpor, který je závislý na teplotě a při ohřevu se jeho hodnota až 5x zvětší [25,26].

Na začátku indukčního ohřevu uhlíkových ocelí se postupně zvětšuje velikost průniku jelikož narůstá měrný elektrický odpor. Ohřevem na teplotu okolo 550 °C se sníží hodnota relativní permeability a s teplotou ohřevu kolem 760 °C (Curierova teplota) se hodnota permeability dostává na své minima a materiál se stává nemagnetický (viz obrázek č. 30) [25, 26].



Obr. č. 30 - Schéma závislosti permeability na rostoucí teplotě [25]

5.1.6 Induktory

Rozměry a tvar induktorů jsou individuální. Odvíjejí se od potřeb daného provozu. Důležitými faktory jsou maximální teploty ohřevu, účinnost a životnost. Induktor je vyráběn převážně z mědi, jelikož měď má dobré mechanické vlastnosti, teplotní vlastnosti, vysokou elektrickou vodivost a nedochází u ní tolik k energetickým ztrátám. Do elektricky vodivého jádra induktoru vnikne střídavý elektrický proud a okolo jádra vytvoří magnetické pole. Induktory mívají plný nebo trubkový profil a chlazeny jsou vodou nebo vzduchem. Pro dodržení požadovaných pevnostních charakteristik a zmenšení oxidace je důležité, aby trubice pro ochlazování induktoru byly z mědi. Tyto trubice se dají využít i jako vodič, ale taky mohou plnit pouze ochlazovací funkci pro vodivé nechlazené induktory. Dále můžeme induktory dělit na průběžné a statické. Průběžný induktor krouží okolo ohřívané součásti nebo se součást pohybuje skrz induktor. Využívají se zejména pro automatizovaný provoz a pro homogenní ohřev je vhodné, aby součást během ohřevu rotovala. Bývají tvarově specifické dle rozmanitosti kaleného sortimentu. Statický (single – shot) induktor se během ohřevu otáčí kolem ohřívané součásti a rychlost otáček je v rozsahu 120–500 otáček za minutu. Otáčky se odvíjejí od doby ohřevy, čím je doba ohřevu nižší tím jsou otáčky vyšší. Správným návrhem induktorů pro danou součást lze snížit dobu ohřevu až na 2 sekundy [25, 27, 29].

6.Cíle

Cílem této diplomové práce bylo optimalizovat technologii válcování a zušlechťování ocelových tyčí jakosti 36CrB4 o průměru 41 mm tak, aby výsledná struktura po zušlechťování byla homogenní a obsahovala minimálně 90 % martenzitu ve středu tyče. Výsledná tvrdost musí být od 304–361 HB. Optimální rozdíl tvrdosti mezi středem a povrchem je 10 HB (max 20 HB dle požadavků na pevnostní třídu 10.9 dle ISO 898-12).

Jelikož u této jakosti, vznikaly problémy s homogenitou struktury (nedostatečný podíl martenzitu ve středu tyčí, velké rozdíly tvrdosti mezi povrchem a středem), byly v této diplomové práci navrženy různé způsoby průběhů válcování a zušlechťování, které byly odzkoušeny a vyhodnoceny.

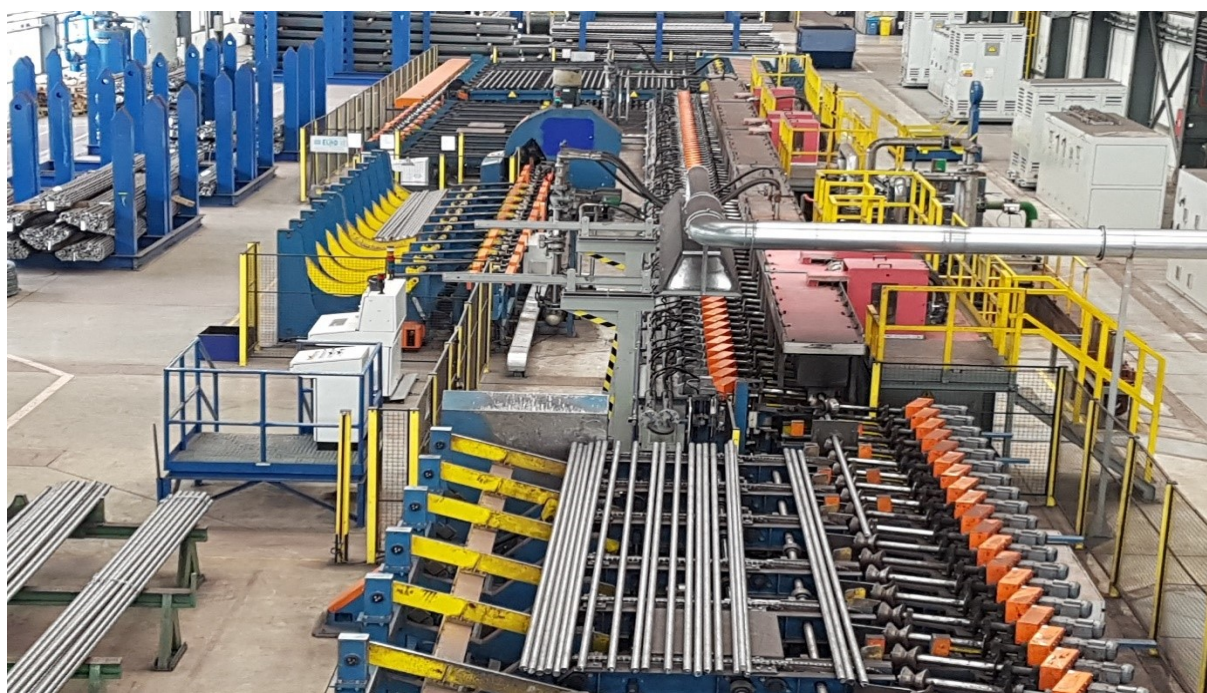
Po od simulování různých průběhů válcování a zušlechťování byly vždy odebrány zkoušky, u kterých se následně zkoumal vliv těchto změn na výsledné mechanické a strukturní vlastnosti. (tvrdost HB, velikost zrna, podíl fází). Výsledky jsou vypracovány a zhodnoceny v experimentální části této diplomové práce.

7. Experimentální část

V této části diplomové práce jsem se zabýval optimalizací řízeného válcování s následným zušlechtěním pro šroubářenské oceli jakosti 36CrB4. Nejprve byly navrhнутy různé varianty pro válcování na kontijemné trati v TŽ a.s. (KJT). Varianty byly dvě a lišily se v doválcovacích teplotách. Po odválcování těchto dvou variant následovalo zušlechtění na zušlechtovací lince v TŽ a.s. Pro každou variantu válcování byly navrženy tři varianty zušlechtění s různými parametry. Důvod zkoušení nově navržených změn pro tepelné zpracování je minimalizace gradientu tvrdosti mezi středem a povrchem ve výsledné struktuře, která musí obsahovat minimálně 90 % martenzitu.

7.1. Popis použitého zařízení

Válcování probíhalo na válcovně KJT v TŽ a.s. (popis viz 3.1.) a zušlechtění probíhalo na zušlechtovací lince (IZL) v TŽ a.s. IZL-Elind (viz obrázek č.31).



Obr.č. 31 - Indukční zušlechtovací linka

Tato linka (IZL) zabírá jednu čtvrtinu haly nové úpravní lesklých tyčí (NULT). Zušlechťují se na ní ocelové tyče o průměru 16 až 80 mm s maximální délkou až 10,5 m. Kratší délky tyčí (5,1-5,6 m) jsou zpracovávány omezenou rychlostí zušlechťování a délky ještě kratší (3–5 m) se zušlechťují v násobných délkách, po zušlechtění se rozřezávají na finální délku. IZL má kalicí a popouštěcí sekci. Kalicí sekce obsahuje 20 induktorů pro ohřev materiálu a měří 9 m. Za kalicí induktory je umístěn kalicí box, ve kterém jsou dvě kalicí hlavy (trysky). Kalení probíhá v rozmezí teplot 850-1100 °C. Sekce popouštěcí obsahuje 42 induktorů a měří 18,5 m. Ze 42 induktorů je 14 pro ohřev a zbylých 28 je určeno pro výdrž na teplotě. Pro zušlechťování se používají 3 sady kalících induktorů a kalících hlav. Použití dané sady se odvíjí dle zušlechťovaného průměru oceli (viz tabulka č. 2). Pro sekci popouštěcí je pouze jedna sada induktorů s cívkami o frekvenci 0,8 KHz.

Tabulka č. 2 Volba sady induktorů pro kalení dle zušlechťovaného průměru

Ø tyče [mm]	frekvence cívek
16 - 30	8 kHz
30 - 50	3,5 kHz
50 - 80	1,5 kHz

7.2. Mechanické a chemické vlastnosti šroubářské oceli 36CrB4

Ocel 36CrB4 je bórová ocel vhodná k šroubářskému využití. Je to jakost s dobrou prokalitelností a po zušlechtění má velmi příznivý poměr pevnosti k mezi kluzu. Ocel je dále vhodná pro různé typy tepelného zpracování, ale taky k protlačování za studena. Chemické složení je uvedeno v tabulce č. 3. Naše jakost oproti běžné 36CrB4, byla navíc modifikována o Ni a Mo pro lepší hodnoty prokalitelnosti a dosažení požadovaného podílu martenzitu ve středu materiálu (minimálně 90 %).

Tabulka č. 3 - Požadavky na chemické oceli 36CrB4 v hmotnostních procentech

Chemické složení											
Jakost	C	Si	Mn	P max	S max.	Cr	Mo	Ni	B	Cu max	Al
36CrB4	0,34-0,38	0,12-0,25	0,70-1,00	0,02	0,015	1,00-1,20	0,05-0,20	0,1-0,3	0,0015 - 0,0050	0,25	0,020-0,050

Ocel dále musí splňovat mechanické vlastnosti dle normy ISO 898-1:2013 (viz tabulka č. 4).

Tabulka č.4 Mechanické vlastnosti dle ISO 898-1:2013

Označení oceli	Třída oceli	Re	Rm	A	Z	KV
		min		min	min	KV2 min [J]
		MPa	MPa	%	%	
36CrB4	10.IX	940	1040-1200	9	48	27

7.3. Průběh experimentu

Pro optimalizaci výroby šroubárenské oceli 36CrB4 o průměru 41 mm byly navrženy dvě varianty válcování s nižšími doválcovacími teplotami. Po válcování jsme zušlechtili obě varianty válcování třemi varianty zušlechtění. Zušlechtění probíhalo průběžně na zušlechťovací lince Elind. Kalící a popouštěcí sekce jsou ihned za sebou. Zušlechtění je tedy rychlé, ale zároveň i přesné.

7.3.1 Válcování

U standardní metody válcování byl strukturní podíl po válcování tvořen převážně beinitem viz tabulka č. 5. Změnou doválcovacích teplot by mohlo dojít ke změně podílu strukturních složek a nově vznikající struktura by mohla obsahovat více oblastí s vrstvenými chybami, které by mohly mít pozitivní vliv na vznik martenzitických jehlic během zušlechťování. vrstvené chyby vznikají následkem pnutí způsobených objemovými změnami v průběhu ochlazování. Vznik jehlic martenzitu z těchto zárodků je usnadněn nebrzděným pohybem dislokací. [19]

Tabulka č. 5 Podíl strukturních složek po standardním válcování jakosti 36CrB4

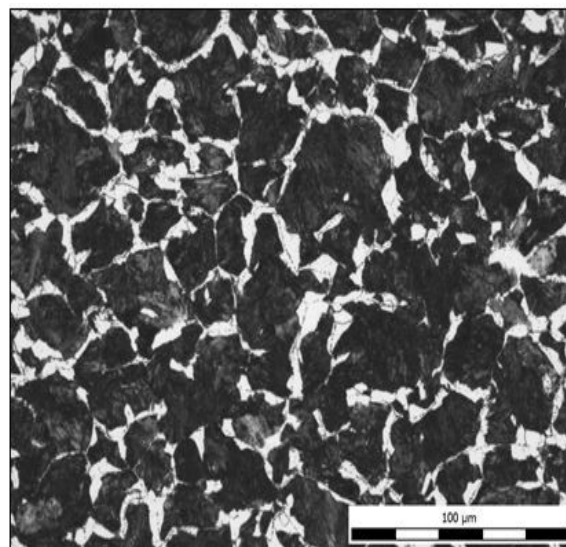
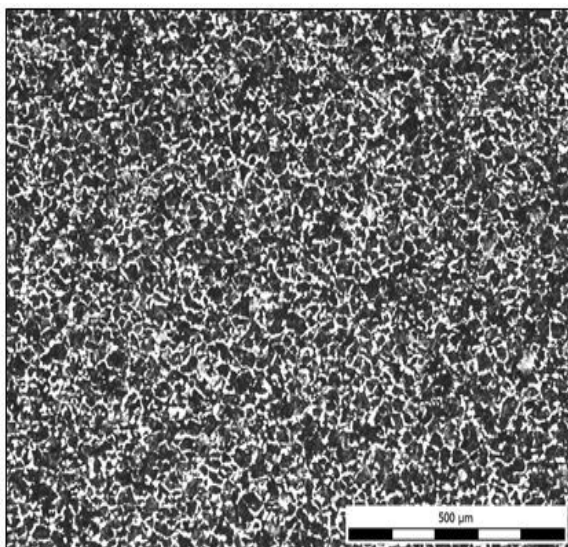
Zkoušená metoda	Podíl strukturních složek (%)				velikost sek. zrna
	oblast	ferit	perlit	bainit	
Standardní válcování	povrch	-	1	99	8
	mezistřed	-	5	92	
	střed	-	10	80	

Na kontijemné trati jsme tedy vyválcovali prvně variantu A, u které jsme při válcování použili doválcovací teploty okolo 850 °C s pozvolným ochlazováním. Následně jsme po vychladnutí odebrali vzorky pro mikroskopické hodnocení. Zkoušky byly zhotoveny z dodaných vzorků, na kterých se udělaly příčné metalografické výbrusy.

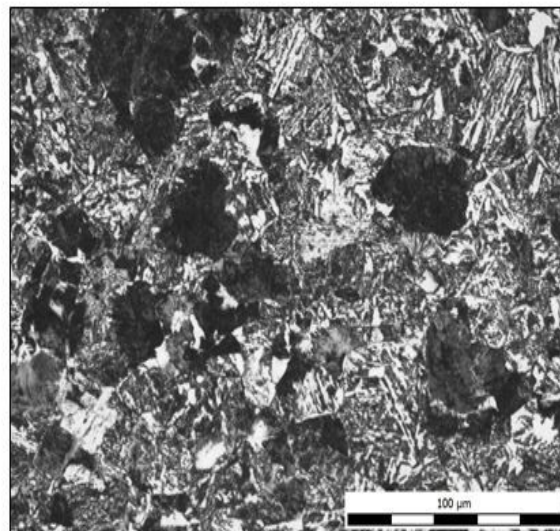
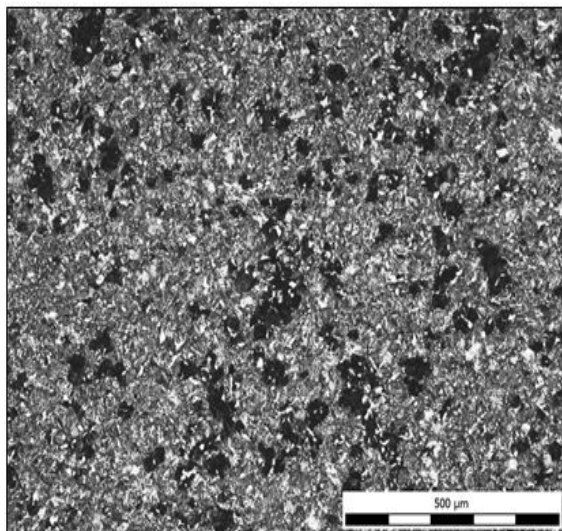
Podíl fázi je hodnocen po naleptání ve 2% nitalu a to vždy na povrchu, mezistředu a středu válcované oceli. Všechny odebrané vzorky v rámci diplomové práce byly vyhodnoceny ústřední mechanickou zkušebnou v Třineckých železárnách a.s. Výsledný podíl strukturních složek vidíme v tabulce č.6 a výsledné mikrostruktury na obrázcích č. 32, 33, 34.

Tabulka č.6 - Podíl strukturních složek ve struktuře po válcování metodou A

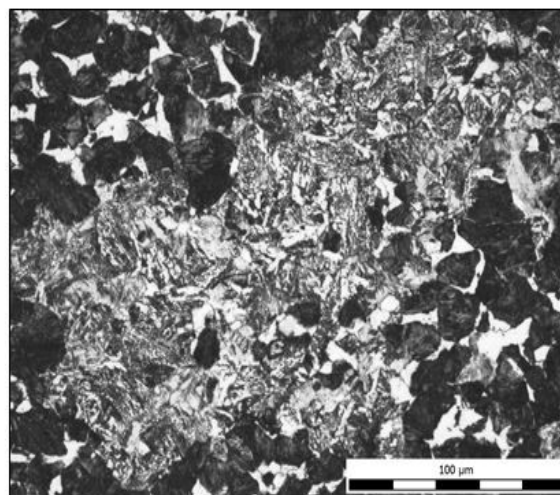
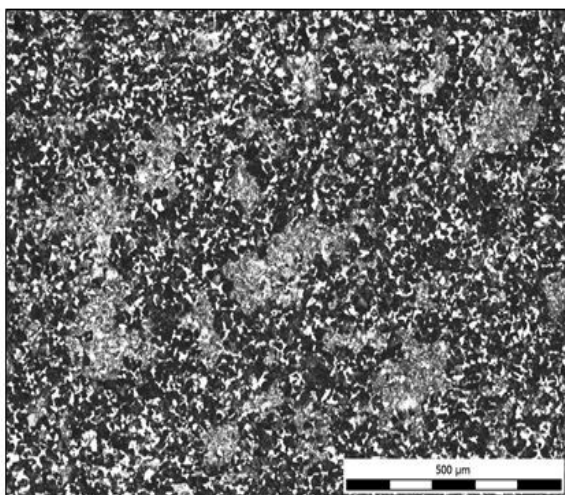
Zkoušená metoda	Podíl strukturních složek (%)						velikost sek. zrna
	oblast	ferit	perlit	bainit	martenzit	obr.	
A	povrch	15	85	-	-	32	8
	mezistřed	9	25	65	1	33	
	střed	15	55	20	10	34	



Obr.č. 32 - Struktura materiálu na povrchu po válcování metodou A (v levé části 100x a pravé části 500 x přiblížení)



Obr.č. 33 - Struktura materiálu v mezistředu po válcování metodou A (v levé části 100x a pravé části 500 x přiblížení)



Obr.č. 34 - Struktura materiálu ve středu po válcování metodou A (v levé části 100x a pravé části 500 x přiblížení)

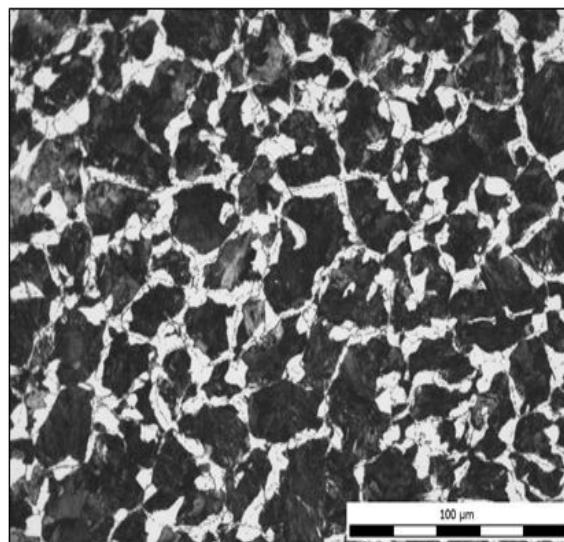
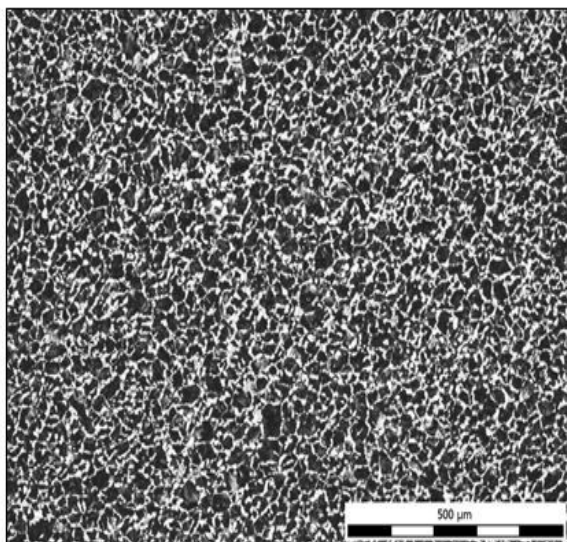
Po vyválnování varianty A je z metalografické zkoušky patrné, že povrch tvoří převážně perlit 85 % a ferit 15 %. Největší podíl mezi středem a povrchem tvoří bainit 65 %, perlit 25 % a ferit 9 %. Ve středu materiálu se nachází perlit 55 %, bainit 20 %, ferit 15 % a martenzit 10 %.

Následně byla válcovaná varianta B, u které byla teplota doválnování snížena k hranici A_{c3} (788 °C) s očekáváním ještě poddajnější struktury pro zušlechtnění. Ochlazování probíhalo pozvolna na vzduchu.

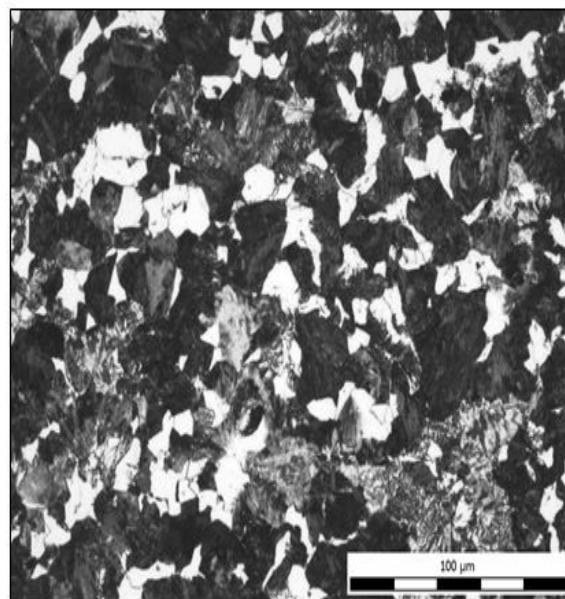
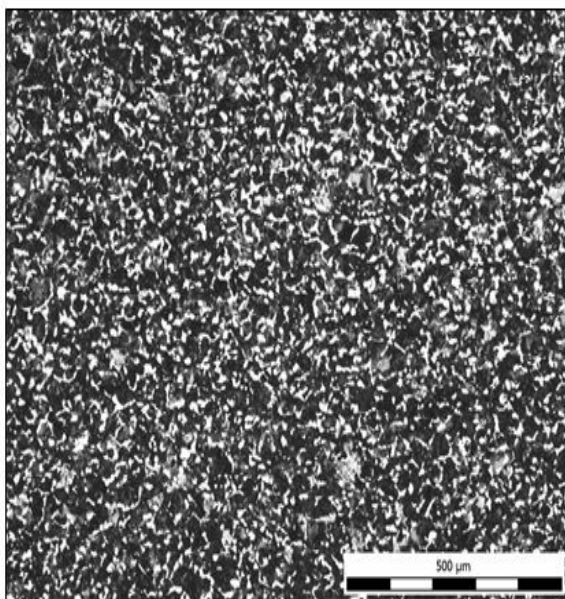
Po vyválnování byly opět odebrány zkoušky pro mikroskopické hodnocení jako u metody A. V tabulce č. 7 vidíme podíl strukturních složek této metody a mikrostrukturu na obrázcích č. 35, 36, 37.

Tabulka č. 7 - Podíl strukturních složek ve struktuře po válcování metodou B

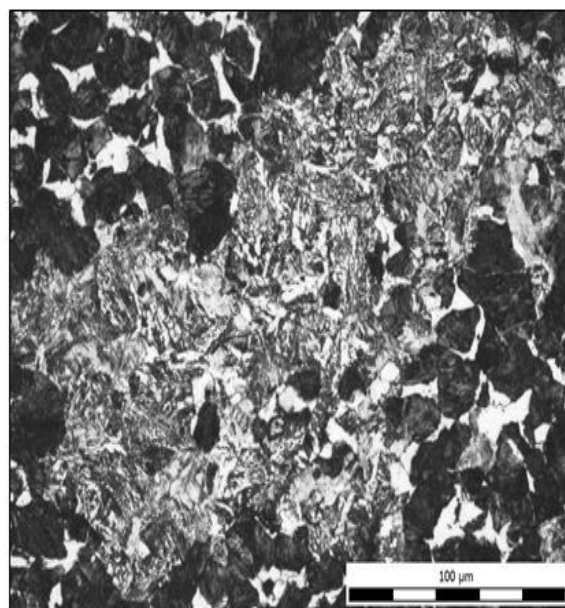
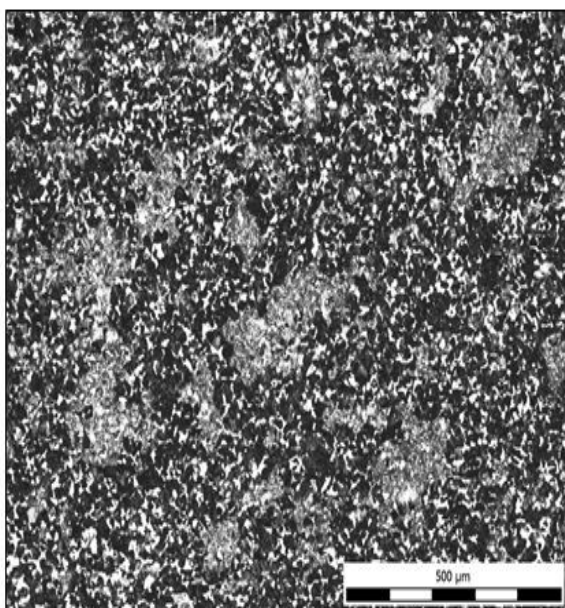
Zkoušená metoda	Podíl strukturních složek (%)						velikost sek. zrna
	oblast	ferit	perlit	bainit	martenzit	obr.	
B	povrch	20	80	-	-	35	8
	mezistřed	15	70	5	10	36	
	střed	25	45	15	15	37	



Obr.č. 35 - Struktura materiálu na povrchu po válcování metodou B (v levé části 100x a pravé části 500 x přiblížení)



Obr.č. 36 - Struktura materiálu na mezistředu po válcování metodou B (v levé části 100x a pravé části 500 x přiblížení)



Obr.č. 37 - Struktura materiálu na středu po válcování metodou B (v levé části 100x a pravé části 500 x přiblížení)

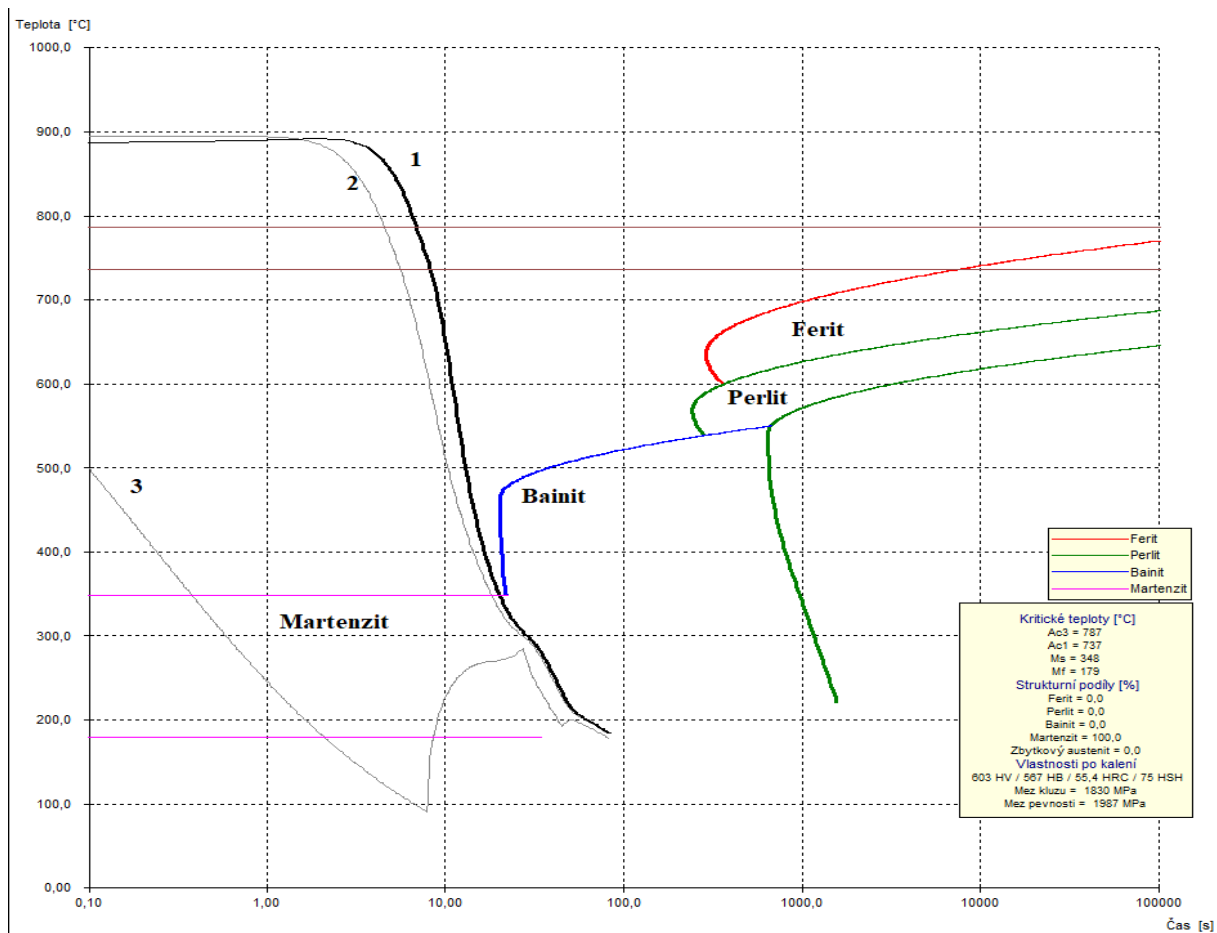
Na metalografických zkouškách z varianty B vidíme, že na povrchu je největší podíl perlitu 80 % a menší podíl feritu 20 %. Mezi středem a povrchem je největší podíl perlitu 70 % a menší podíly feritu 15 %, martenzitu 10 % a bainitu 5 %, Střed materiálu je tvořen 45 % perlitem, 25 % feritem, 15 % bainitem a dalších 15 % tvoří martenzit.

Výsledky podílů strukturních složek byly nepatrně lepší u varianty B, jelikož mezi středem, mezistředem a povrchem nebyly ve struktuře takové rozdíly jako u varianty A. Oproti standardnímu válcování se u varianty A i B objevuje po válcování ve struktuře podíl feritu. Je to možný příslib pro lepší průběh zušlechťování a výslednou strukturu po zušlechťování. Velikost zrna se u obou metod pohybuje na indexu č. 8. Po vyvácování obou variant byly tyče převezeny k zušlechťování na indukční zušlechťovací linku.

7.3.2 Zušlechťování

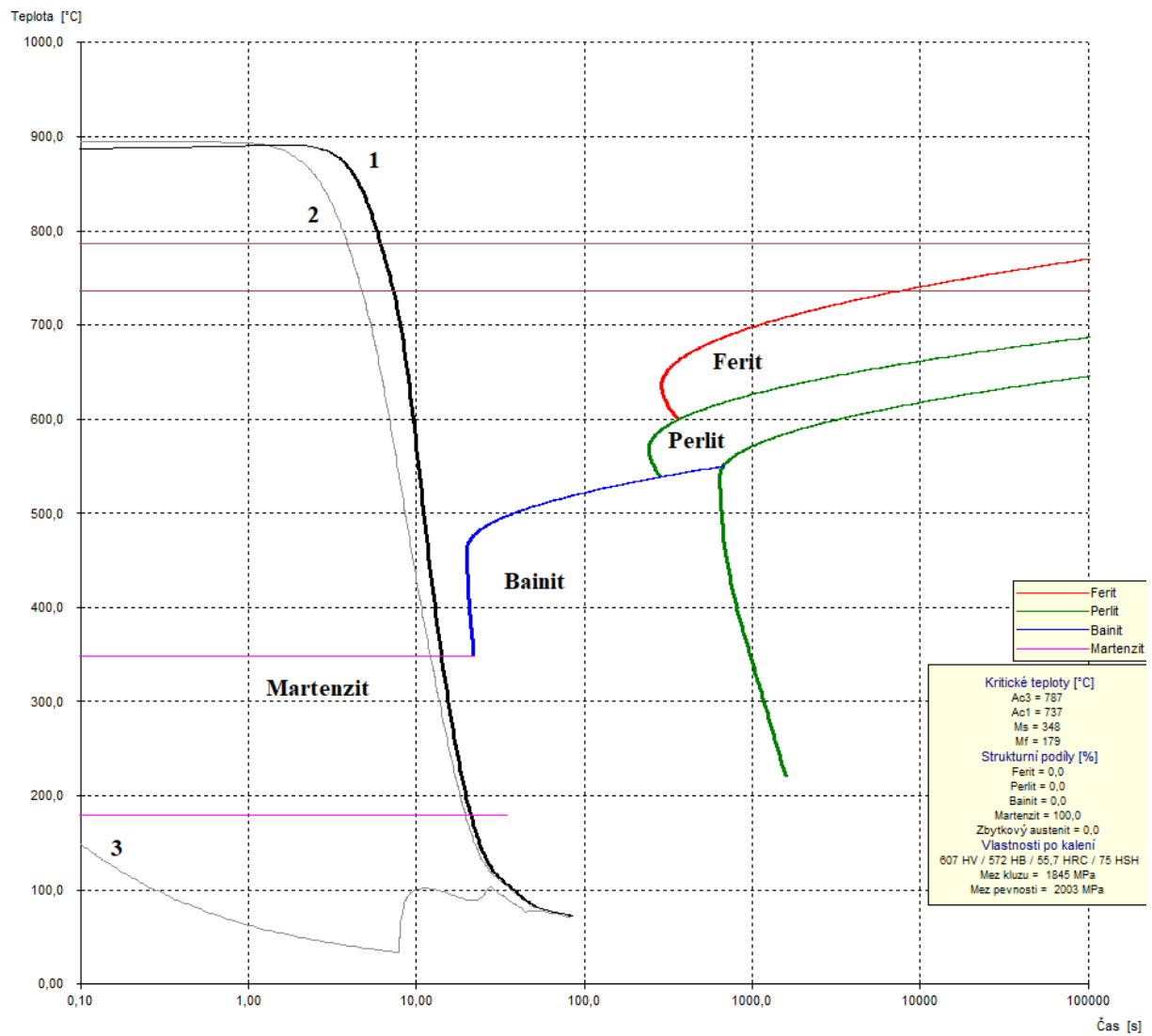
Pro zušlechťování obou variant byly navrženy 3 různé varianty zušlechťování. Námi používané parametry pro zušlechťování jakosti 36CrB4 jsou: Teplota kalení v rozmezí 870 až 900 °C, teplota popouštění v rozmezí 560–600 °C, standardní ochlazování pomocí kalící trysky a rychlost zušlechťování 80 mm/s.

Pro variantu zušlechťování A jsme zvolili teploty kalení a popouštění z uvedeného rozsahu pro tuto jakost, se zušlechťovací rychlostí 80 mm/s a standardní intenzitou ochlazování. V programu QT Steel byl pro tuto variantu vygenerován ARA diagram viz obrázek č. 38. Na diagramu lze vidět tři ochlazovací křivky. Křivka číslo tři je pro povrch kalené součásti, křivka číslo dvě je pro mezistřed a nejdůležitější je pro nás křivka jedna, která je pro střed kalené součásti. Ochlazovací křivka pro střed je hodně posunutá doprava a skoro protíná bainitický nos, což by nebylo dobré pro výslednou strukturu, která by mohla obsahovat nežádoucí bainit. Po zušlechťování byly opět odebrány zkoušky pro rozbor podílů strukturních složek ve struktuře a výsledné mechanické zkoušky.



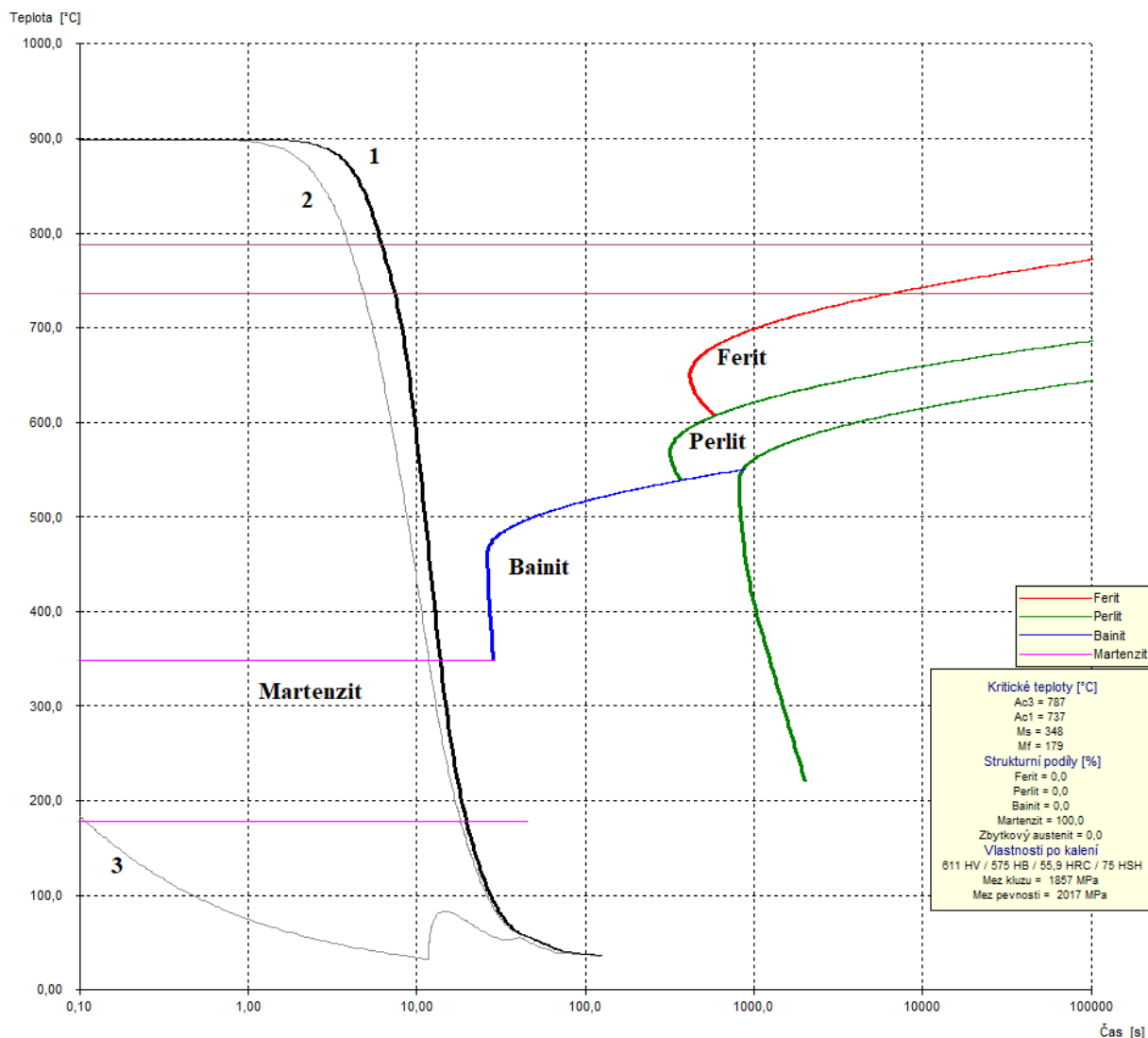
Obr.č. 38 - ARA diagram pro variantu zušlechťení 1

Druhá varianta měla teplotu kalení a pouštění stejnou jako varianta první, rychlost zušlechťování taky stejná ale intenzitu ochlazování jsme zvedli o 55 %. Opět jsme si pro tuto variantu vygenerovali ARA diagram, který vidíme na obrázku č. 39. Lze vidět, že křivka chladnutí je u této varianty více vzdálená od bainitického nosu než u varianty č.1.



Obr.č. 39 - ARA diagram pro variantu zušlechťení 2

A jako poslední byla navržena varianta číslo 3, která měla taky stejné kalící a popouštěcí teploty jako předchozí dvě varianty, stejnou intenzitu ochlazování jako varianta č. 2, tedy o 55 % větší než je standardní ochlazování, ale sníženou rychlost zušlechťování na 54 mm/s, což dělá 67,5 z maximálního výkonu linky. Z programu QT Steel jsme si vygenerovali ARA diagram i pro tuto variantu viz obrázek č. 40.



Obr.č. 40 - ARA diagram pro variantu zušlechtění 3

Jako první byly všemi třemi způsoby zušlechtěny tyče válcované variantou A. Během zušlechtění byly pomocí pyrometru kontrolovány teploty povrchu tyčí. Teploty kalení se držely velmi přesně s občasnou odchylkou 2 °C a teploty popouštění byly s odchylkami do 4 °C. Zajímavé byly teploty ihned za kalením. U varianty číslo jedna se sníženou intenzitou ochlazování byla teplota 170 °C u varianty číslo dvě byla teplota 70 °C u varianty 3 byla 35 °C.

Poté jsme odebrali vzorky pro tvrdosti a podíl fází. Výsledky mechanických zkoušek jsou uvedeny v tabulce č. 8 a podíl strukturních složek v tabulce č. 9.

Tabulka č. 8 - Výsledky mechanických zkoušek po zušlechťení (metoda A)

Zušlechťení číslo	Tvrdost HB povrch	Tvrdost HB střed	Rozdíl v tvrdostech povrch - střed
1	360	346	14
2	361	348	13
3	358	344	14

Tabulka č. 9 - Podíl strukturních složek ve struktuře po zušlechťení metody A

Zušlechťení číslo	Popuštěný martenzit [%]	Popuštěný bainit [%]
1	96	4
2	90	10
3	97	3

Z tabulek je pak zřejmé, že po zušlechťení vznikl výklyk rozdíl tvrdosti mezi středem a povrchem zušlechťované oceli u všech tří variant. U variant 1 a 3 byl splněn podíl martenzitu ve středu zušlechťovaných tyčí, a však varianta č. 2 byla již na hraně limitu. Stejnými parametry jsme zušlechťovali i tyče válcované metodou B. Opět jsme kontrolovali průběh teplot pomocí pyrometru, aby byl výsledek co nejpřesnější. Teploty se držely ve stejném rozmezí jako u metody A. Výsledky mechanických zkoušek jsou v tabulce č. 10 a strukturních složek ve struktuře je v tabulce č. 11.

Tabulka č. 10 - Výsledky mechanických zkoušek po zušlechťení (metoda B)

Zušlechťení číslo	Tvrdost HB povrch	Tvrdost HB střed	Rozdíl v tvrdostech povrch - střed
1	347	345	2
2	343	343	0
3	335	335	0

Tabulka č. 11- Podíl strukturních složek ve struktuře po zušlechtnění metody B

Zušlechtnění číslo	Popuštěný martenzit [%]	Popuštěný bainit [%]
1	98	2
2	96	4
3	100	0

Výsledky mechanických a strukturních vlastností po zušlechtnění metody B jsou velmi příznivé. U všech tří navrhovaných variant jsme dodrželi požadované tvrdosti i strukturní vlastnosti. U třetí varianty jsme se dokonce dostali na 100 % martenzitu ve středu zakalené oceli a zároveň rozdíl tvrdostí mezi středem a povrchem je na dané zkoušce 0. Menší tvrdost u varianty č. 3 si vysvětlují sníženou rychlostí zušlechťování. Ocel byla sice déle kalená, čemuž odpovídá 100 % martenzitu ve středu materiálu, ale zároveň strávila delší čas v popouštěcí sekci, což znamená pokles tvrdosti.

8. Diskuze

Pro optimalizaci šroubářenské oceli jsme navrhovali změny v dosavadní technologii válcování a zušlechtnění. Pro válcování jsme navrhli a zároveň odzkoušeli dvě metody válcování. Metoda A měla válcovací teplotu 850 °C a metoda B měla teplotu nižší na úrovni A_{c3} (788 °C). Dále byly navrženy tři metody zušlechtnění, kde byly změněny parametry intenzity kalení a rychlosti průjezdu linkou, tzn. zvýšen čas v jednotlivých sekcích. Varianta číslo jedna měla teplota kalení v rozmezí 870 až 900 °C, teplota popouštěcí v rozmezí 560–600 °C, standardní ochlazování pomocí kalící trysky a rychlost zušlechtnění 80 mm/s, varianta druhá se lišila intenzitou kalení, kterou jsme zvýšili o 55 % a u varianty třetí byl snížením výrobní rychlosti zvýšen čas v jednotlivých sekcích.

Porovnání obou metod po válcování byla zjištěna o trochu příznivější strukturu u metody B, která měla válcovací teploty nižší než metoda A. Výsledky po zušlechtnění jsou už více rozdílné. U metody A se podařilo u všech tří variant zušlechtnění splnit požadavky na tvrdost dle normy ISO 898-12:2013, ale gradient tvrdosti mezi středem a povrchem zušlechťované oceli byl u všech metod vyšší než 10, což není optimální. U metody B byly taky splněny požadavky na tvrdost, ale na rozdíl od metody A byl gradient tvrdosti mezi povrchem a středem materiálu minimální. U Varianty č. 1 byl gradient 2 [HB] a u varianty č. 2 a 3 byl dokonce nulový.

Tyto rozdíly mohla způsobit zvýšená hustota dislokací způsobena tvářením při nižší teplotě. Jelikož nakupením poruch mřížky (především dislokací) dochází ke vzniku zárodků martenzitické struktury [19]. Tento jev je navíc umocněn indukčním ohřevem, kde ohřev probíhá v řádů desítek sekund a v materiálu se tak hustota dislokací nesníží. Oproti tomu u konvenčního způsobu zušlechtnění v peci probíhá ohřev na austenitizační teplotu v řádu desítek minut a hustota dislokací se zde může snížit.

9. Závěr

Úkolem zadané diplomové práce bylo navrhnout technologii válcování a zušlechtní ocelových tyčí jakosti 36CrB4 o průměru 41 mm tak, aby po zušlechtném stavu obsah minimálního podílu martenzitu ve středu tyče byl 90 %, minimalizovat rozdíl tvrdosti HB mezi povrchem a středem tyče a splnění požadavků na pevnostní třídu 10.9 dle ISO 898-12:2013. Výzkum probíhal v rámci TŽ a.s.

Získáním informací z experimentu vyplývá, že optimální technologii pro zpracování šroubárenské jakosti 36CrB4 je doválcování při nižší teplotě, která byla použita u metody B. Velmi dobrou variantou zušlechtní jsou všechny tři metody, protože výsledky mechanických a strukturních vlastností po zušlechtní byly u všech tří variant výborné. Z ekonomického hlediska je nejvýhodnější varianta číslo 1, jelikož u varianty číslo tři bylo využito pouze 2/3 výrobního výkonu zušlechťovací linky a u varianty číslo dvě jsme ochlazovali vyšší intenzitou.

Pro optimální technologii tepelného zpracování šroubárenské oceli jakosti 36CrB4 bude v rámci TŽ a.s. navrhnutá metoda válcování s teplotou okolo A_{c3} a zušlechtní variantou číslo jedna.

Použitá literatura:

- [1] PLUHAR J. a kol. *Nauka o materiálech*. Vydavatelství SNTL, Praha 1989
- [2] PTÁČEK, L. a kol. *Nauka o materiálu II*. Brno: CERM, 1999, 350 s. ISBN 80-7204-130-4.
- [3] KRAUS, V. *Tepelné zpracování a slinování 2*. Vydavatelství: Plzeň: Západočeská univerzita v Plzni, 1999, 274 s. ISBN 80-7082-582-0.
- [4] HLUCHÝ, M. PAŇÁK, R., MODRÁČEK, O. *Strojírenská technologie 1. 2. díl, Metalografie a tepelné zpracování. 3*. Vydavatelství: Praha: Scientia, 2002, 173 s. ISBN 80-7183-265-0.
- [5] KORECKÝ, J. *Tepelné zpracování kovů*. Vydavatelství 2.upr. Praha: SNTL, 1965, 88 s.
- [6] MACEK, K. ZUNA, P., JANOVEC J. *Tepelné úpravy kovových materiálů*. Praha: ČVUT, 1993, 84 s. ISBN 80-01-01002-3.
- [7] MAZANCOVÁ, E. *Technické materiály I: učební text* [online]. Ostrava: Vysoká škola báňská-Technická univerzita, 2012 [cit. 2016-05-21]. ISBN 978-80-248-2577-9. Dostupné z: <http://www.person.vsb.cz/archivcd/FMMI/TM1/Technicke%20materialy%20I.pdf>
- [8] HYSPECKÁ, L. *Teorie tepelného zpracování*. Ostrava: Vysoká škola báňská v Ostravě, 1975, 154 s.
- [9] ROMESH C. SHARMA. *Principles of heat treatment of steels* [online]. New Delhi: New Age International, 1996 [cit. 2016-05-15]. ISBN 81-224-0869-9. Dostupné z: <https://books.google.cz/books?id=wWVgfUK0efYC&pg=PA336&lpg=PA336&dq=r#v=onepage&q=r&f=false>
- [10] PLUHAR J. *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu*. Praha: Bratislava: SNTL; Alfa, 1987, 418 s.

- [11] KOUŘIL, M. *Bainitické materiály*. In: Materiály v tepelném zpracování: mezinárodní konference: [sborník abstraktů]: 26-27 November 2013, Jihlava, Czech Republic : MTZ 2013]. Čerčany: ECOSOND, 2013, s. 22-36. ISBN 978-80-904462-6-7. DOI: 978-80- 904462-6-7.
- [12] BROOKS, Ch. R. *Principles of the Heat Treatment of Plain Carbon and Low Alloy Steels*. USA: ASM International, 1999. ISBN 0-87170-538-9
- [13] LENDFELD, P. *Technologie II. Část I., Tváření kovů*. Vyd. 1. Liberec: Technická univerzita v Liberci. Katedra strojírenské technologie. Oddělení tváření kovů a plastů, 2005. ISBN 80-7372-020-5.
- [14] KLIBER, J. *Základy tváření kovů*. Ostrava: Vysoká škola báňská-Technická univerzita, 2008
- [15] LEE, Y. *Rod and bar rolling: theory and applications*. New York: Marcel Dekker, 2004
- [16] KAWULOK, P. *Optimalizace termomechanického zpracování oceli 42CrMo5 v podmínkách profilové válcovny*. Ostrava: 2012. Disertační práce. Technická univerzita Ostrava, Vysoká škola báňská, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství.
- [17] KOTAS, M. *Řízené válcování vybraných značek ocelí v podmínkách kontijemné válcovny Třineckých železáren, a.s.* Ostrava 2010. Disertační práce. VŠB-TU Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, Katedra tváření materiálu.
- [18] FABÍK, R. *Tváření kovů*; studijní opora, 1. vyd. Ostrava; VŠB-TU Ostrava. 2012, 333 s., ISBN 978-80-248-257-4.
- [19] Interní dokumenty Třineckých železáren, a.s.
- [20] JECH, J. *Tepelné zpracování oceli: metalografická příručka*. 4 vydání. Praha: SNTL, 1983
- [21] DRIML, B. *Kalení a popouštění* [online]. 2002 [cit. 2019-04-28]. Dostupné z: <http://www.elitalycea.wz.cz/files/tep/tep07.pdf>
- [22] SILBERNAGEL, A., SILBERNAGEL, A. junior, GREGER, M., *Zušlechťování oceli z ocelí českých značek*, Ostrava, 2006

- [23] Elitalycea.wz.cz [online]. 2002 [cit. 2019-04-28] *Kalení a popouštění*. Dostupné z: <http://www.elitalycea.wz.cz/files/tep/tep07.pdf>
- [24] HALLIDAY, D.; RESNICK, R.; WALKER, J.: *Fyzika*. 1. vyd. Brno: VUTIUM, 2000. ISBN 80-214-1869-9
- [25] RUDNEV, V. et al. *Handbook of Induction Heating*. New York: Marcel Dekker, 2003. ISBN 0-8247-0848-2.
- [26] TOTTEN, G. E. *Steel heat treatment: metallurgy and technologies*. 2nd ed. Boca Raton, FL: Taylor & Francis, c2007. ISBN 0849384559.
- [27] HOLM, T., OLSSON, P., TROELL, E., *Steel and its Heat Treatment - a handbook*. Mölndal: Swerea IVF, 2012. ISBN 987-91-86401-11-5.
- [28] TOTEN, G.E. *Steel heat treatment. Equipment and proces design*. 2. vyd. Boca Raton: Taylor & Francis Group, 2007. ISBN 0-8493-8454-0.
- [29] ASM Handbook, *Vol. 4 Heat Treating*. USA: ASM International, 1991. ISBN 0- 87170-379-3.